

UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

PROGRAMA DE DOCTORADO EN INGENIERÍA CIVIL



TESIS DOCTORAL

PLANTEAMIENTO Y VALIDACIÓN DE UNA METODOLOGÍA DE ANÁLISIS DE LA FISURACIÓN INDUCIDA POR AMBIENTE BASADA EN LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

Realizada por:

PABLO GONZÁLEZ GUTIÉRREZ

Dirigida por:

Sergio Cicero González

José Alberto Álvarez Laso

Escuela de Doctorado de la Universidad de Cantabria

Santander 2019



UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

**DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERÍA
DEL TERRENO Y DE LOS MATERIALES**

TESIS DOCTORAL

**PLANTEAMIENTO Y VALIDACIÓN DE UNA METODOLOGÍA DE
ANÁLISIS DE LA FISURACIÓN INDUCIDA POR AMBIENTE
BASADA EN LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS**

PABLO GONZÁLEZ GUTIÉRREZ

Santander, Diciembre de 2019

*“The idea is not to live forever,
but to create something that will”*

Andy Warhol

Agradecimientos

Me gustaría expresar mi más sincero agradecimiento a todas las personas que con su ayuda han colaborado en la elaboración de esta Tesis Doctoral, en especial a Sergio Cicero González y José Alberto Álvarez Laso, directores de esta investigación, por su orientación, tutela y supervisión de la misma, así como por la paciencia, la motivación y el apoyo recibido a lo largo de esta etapa. También me gustaría mostrarles mi gratitud por la oportunidad que me brindaron al permitirme trabajar y aprender con ellos estos años.

A Borja Arroyo me gustaría agradecerle el tiempo invertido en mi formación al igual que Alfredo García, José Luis Madrazo y Manuel Solana, que siempre han solucionado los problemas que han ido surgiendo en el transcurso del programa experimental. También quiero dar las gracias a Ana Isabel Cimentada por sus horas de trabajo en el microscopio electrónico de barrido.

Me gustaría hacer extensivo este agradecimiento a todos los miembros del Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales (LADICIM) de la Universidad de Cantabria, por su apoyo y colaboración, de una u otra manera, en estos años.

Un profundo agradecimiento a los amigos con los que he compartido despacho, zona de trabajo o charlas en los descansos. Gracias por hacer que el día a día tanto en la Universidad como fuera de ella, sea especial.

A María, por su dulzura, cariño, apoyo y paciencia durante esta etapa.

A toda mi familia, en especial a mi hermana Elena, que me ha orientado en la redacción de la Tesis y cuyo criterio tengo en gran consideración, a mi madre Clara por ser un ejemplo a seguir en la vida, y a mi hermana Esther por su presencia y apoyo incondicional.

A todos ellos, mi más profundo agradecimiento.

Este trabajo ha recibido financiación del Ministerio de Economía y Competitividad del Gobierno de España a través del Programa Estatal de Fomento de la Investigación Científica y Técnica de Excelencia, a través de los proyectos:

MAT2014-58738-C3-3-R: “Efecto del hidrógeno en aceros de media y alta resistencia: optimización de los métodos de caracterización para la evaluación de la integridad estructural”.

MAT2014-58443-P: “Análisis del comportamiento en fractura de componentes estructurales con defectos en condiciones de bajo confinamiento tensional”.

ÍNDICE

CAPÍTULO 1	INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS.....	1
CAPÍTULO 2	ESTADO DEL ARTE	7
2.1	MECÁNICA DE LA FRACTURA	8
2.1.1	Introducción	8
2.1.2	Mecánica de la Fractura Elástica Lineal.....	11
2.1.2.1	Análisis tensional en el frente de un defecto.....	12
2.1.2.2	El balance de energía de Griffith	14
2.1.2.3	La Tasa de Liberación de Energía	15
2.1.2.4	Análisis tensional de fisuras	15
2.1.2.5	El Factor de Intensidad de Tensiones	18
2.1.2.6	Criterios de fractura	19
2.1.3	Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica	21

2.1.3.1	Plasticidad en el frente de grieta	21
2.1.3.2	CTOD.....	24
2.1.3.3	La Integral J	25
2.1.4	Fractura de componentes entallados	26
2.1.4.1	Distribución de tensiones en el fondo de entalla.....	27
2.1.4.2	Factor de intensidad de tensiones de entalla	30
2.1.4.3	Criterio de fractura global	32
2.1.4.4	Criterios de fractura locales.....	32
2.2	TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS	36
2.2.1	Introducción	36
2.2.2	Historia.....	37
2.2.3	Análisis y parámetros característicos de la TDC	40
2.2.4	Metodologías	46
2.2.4.1	Método del Punto.....	46
2.2.4.2	Método de la Línea	49
2.2.4.3	Método de la Fisura Imaginaria	51
2.2.4.4	Mecánica de la Fractura Finita	52
2.3	FISURACIÓN INDUCIDA POR AMBIENTE	53
2.3.1	Fragilización por Hidrógeno	54
2.3.1.1	Generación del hidrógeno	55
2.3.1.2	Susceptibilidad de los materiales	57
2.3.1.3	Mecanismos de fallo	59
2.3.1.4	Trampas de hidrógeno.....	62
2.3.1.5	Difusión del hidrógeno	64
2.3.2	Ensayos de caracterización	65
2.3.2.1	Ensayos de tracción uniaxial	69
2.3.2.2	Ensayos con probetas prefisuradas	69
2.3.2.3	Ensayos de flexión.....	71
2.3.2.4	Ensayos con probetas en forma de U o de C	72

2.3.3	Influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas	73
2.3.3.1	Propiedades en tracción y ductilidad.....	73
2.3.3.2	Influencia en las propiedades a fractura.....	74
2.3.3.3	Influencia en fatiga.....	75
2.4	CONSIDERACIONES FINALES	75
CAPÍTULO 3 MATERIALES Y METODOLOGÍA.....		77
3.1	INTRODUCCIÓN	77
3.2	MATERIALES	78
3.2.1	Acero X80	78
3.2.2	Acero S420	79
3.2.3	Composición química.....	81
3.2.4	Propiedades mecánicas.....	81
3.3	METODOLOGÍA PROPUESTA PARA EL ANÁLISIS DE LA FIA	83
CAPÍTULO 4 PROGRAMA EXPERIMENTAL		85
4.1	INTRODUCCIÓN	85
4.2	AMBIENTES AGRESIVOS EMPLEADOS.....	87
4.3	ENSAYOS DE TRACCIÓN EN AMBIENTE	90
4.4	ENSAYOS PARA LA DETERMINACIÓN DE K_{IEAC}	95
4.5	ENSAYOS PARA LA DETERMINACIÓN DE K^N_{IEAC}	104
4.6	ANÁLISIS TENSIONAL	108
4.7	ANÁLISIS DEL CONTENIDO DE HIDRÓGENO.....	110
4.8	ANÁLISIS DE LOS MICROMECHANISMOS DE FALLO	112
CAPÍTULO 5 RESULTADOS		115
5.1	INTRODUCCIÓN	115
5.2	RESULTADOS DE LOS ENSAYOS	116

5.2.1	Resultados de los ensayos σ_{EAC}	116
5.2.2	Contenido de hidrógeno.....	121
5.2.3	Resultados de los ensayos K_{IEAC} y K_{IEAC}^N	123
5.2.4	Obtención de los parámetros de la TDC	137
5.3	PREDICCIONES DE K_{IEAC}^N MEDIANTE LA TDC	141
5.4	ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO	146
CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO		167
6.1	CONCLUSIONES.....	167
6.1.1	Sobre la susceptibilidad de los materiales.....	168
6.1.2	Sobre el contenido de hidrógeno.....	171
6.1.3	Sobre la calibración de los parámetros de la TDC.....	172
6.1.4	Sobre la aplicación de la TDC en procesos de FIA	174
6.1.5	Sobre el efecto del radio de entalla	175
6.1.6	Sobre el efecto de la densidad de corriente aplicada	177
6.1.7	Sobre el efecto de la velocidad de ensayo	178
6.1.8	Sobre los micromecanismos de fallo	179
6.2	TRABAJO FUTURO	182
CAPÍTULO 7 REFERENCIAS		185

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS

Los metales, y en especial los aceros, son conocidos por su resistencia mecánica y ductilidad, convirtiéndose en la familia de materiales más empleada en muchos ámbitos de ingeniería. Sin embargo, la pérdida de ductilidad y la fractura a bajas tensiones debido a la exposición a ambientes agresivos constituye una gran preocupación en la actualidad. Este fenómeno ya fue observado en 1875 por William H. Johnson mediante un simple experimento de laboratorio que consistía en exponer acero a un ambiente ácido [1]. No obstante, el efecto directo en los componentes y estructuras supuso una sorpresa para los ingenieros y el público en general cuando, a principios del siglo XX, varias explosiones en calderas causaron un gran número de víctimas mortales en Reino Unido. El fenómeno ocurrió en varios componentes de diferentes materiales metálicos. En ese momento, no estaba establecido ningún principio que explicara el fenómeno, por lo que fue bautizado con varios términos aludiendo a los elementos presentes en los ambientes agresivos, como por ejemplo:

“hidrógeno en los espacios que impide el movimiento de las moléculas de hierro” (*hydrogen in interspaces impeding the movement of iron molecules*), “fragilización cáustica” (*caustic embrittlement*), “fragilización por cloruros” (*chloride embrittlement*) o “fallo retrasado” (*delayed failure*) entre otras muchas expresiones. Debido a la importancia que presentaba para la industria, este fenómeno recibió atención en la investigación. Aunque eran desconocidos los principios subyacentes de las fracturas frágiles relacionadas con la presencia de ambientes agresivos, un nuevo término agrupó el conjunto de conceptos previos: Fisuración Inducida por Ambiente (*Environmentally Assisted Cracking*). Dicho término aunaba la exposición a ambientes químicos agresivos, materiales susceptibles a dichos ambientes y la presencia de solicitaciones [2].

La Fisuración Inducida por Ambiente (FIA) es un fenómeno antiguo pero que permanece vigente en la actualidad debido a su importancia tanto a nivel académico como para la industria. Las consecuencias tangibles de este proceso son, principalmente, la pérdida de propiedades mecánicas de los materiales y fragilización de los mismos, pudiendo generar finalmente el fallo catastrófico de estructuras y componentes [3]. Hoy en día, uno de los campos más susceptible a la aparición de fenómenos de FIA es la industria petrolera. En los últimos años, y debido a la disminución de las reservas de petróleo y gas, la industria se ha visto avocada a la explotación de recursos en ambientes más agresivos, ricos en ácido sulfhídrico (H_2S), dióxido de carbono (CO_2), cloruros y sulfuros a diferentes temperaturas y presiones. Bajo estas condiciones, la gestión de la FIA se convierte en uno de los principales retos [4]. Las conducciones de gas y petróleo por medio de tuberías, plataformas *off-shore*, vasijas a presión o componentes y estructuras que posibilitan la extracción de estos hidrocarburos son algunos ejemplos de componentes estructurales que están expuestos a procesos de FIA [5].

Entre todos los procesos que afectan a la integridad estructural, la FIA es especialmente importante por el hecho de que las propiedades mecánicas de los materiales se ven reducidas hasta el punto de que el fallo en los componentes se puede producir de manera inesperada, súbita y catastrófica [6,7]. Por esta

razón, una misión importante de la ingeniería es primar la seguridad en el diseño y mantenimiento de las estructuras que sean susceptibles a este fenómeno.

Durante la vida útil de los componentes que operan en ambientes agresivos, es frecuente la aparición de defectos como por ejemplo las picaduras, las hendiduras o la corrosión generalizada. Estos defectos se comportan como concentradores de tensiones, los cuales pueden comprometer la integridad estructural de dichos componentes [8].

La disciplina que estudia las condiciones críticas en el frente del defecto que conducen a la rotura final es la Mecánica de la Fractura. Dicha disciplina surgió a principios del siglo XIX con Griffith [9] pero fue en la década de los 50 cuando se amplía el conocimiento del campo de tensiones y deformaciones en las zonas próximas a un defecto [10–12]. En los años 60, la Mecánica de la Fractura aborda problemáticas como la fatiga [13,14] y, posteriormente, fenómenos elasto-plásticos [15–17]. La aplicación de los conocimientos derivados de la Mecánica de la Fractura ha posibilitado una mejora en la seguridad de las estructuras. No obstante, los cálculos realizados son muy conservadores cuando se consideran como fisuras defectos que no lo son. Está demostrado que la capacidad resistente de un material con defectos no afilados (también llamados entallas) es mayor que la capacidad resistente del material con defectos de tipo fisura. Este fenómeno se define como efecto entalla [18,19]

En el ámbito de la FIA, y más específicamente en la industria petrolera, considerar una entalla como una fisura cuando se realizan evaluaciones de integridad estructural, supone un coste económico elevado por reparaciones innecesarias, sobredimensionamiento de estructuras o recambios prematuros de componentes. Por este motivo, junto con una búsqueda incansable de la industria por mejorar la eficiencia y competitividad, es necesario que se implementen metodologías de análisis que consideren el comportamiento real de las entallas.

En los últimos años, han surgido varias metodologías que analizan el verdadero comportamiento de los defectos tipo entalla. La más importante es la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) por su amplio y contrastado uso y

validación. Esta teoría surge en la década de 1930 con los estudios de Neuber y Peterson [20,21]. No obstante, la teoría no ha sido empleada con tanta aceptación hasta finales del siglo XX y comienzos del siglo XXI. La TDC comprende varias metodologías, entre las que destacan el Método del Punto (*PM, Point Method*) y el Método de la Línea (*LM, Line Method*). El factor común de estas metodologías es el uso, junto con la tenacidad a fractura, de un parámetro característico del material con unidades de longitud llamado distancia crítica (*L*) [22].

Multitud de publicaciones avalan la fiabilidad de estas metodologías para predecir el comportamiento a fractura y fatiga de componentes entallados. La lista de materiales a los que se han aplicado estos procedimientos es muy amplia: aceros, aluminios, polímeros, materiales compuestos materiales cerámicos, rocas y huesos, entre otros (ej., [23–26]). El Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de Materiales de la Universidad de Cantabria (LADICIM), mediante sus proyectos de investigación y publicaciones en revistas científicas, ha generado valores calibrados de *L* en diferentes materiales e integrado la TDC en los Diagramas de Fallo (*FAD, Failure Assessment Diagrams*) [27–32]. De esta forma se implementa el análisis de entallas en las evaluaciones de integridad estructural.

Esta Tesis Doctoral surge de la precisión observada en las predicciones que la TDC ofrece en análisis a fractura y a fatiga de componentes entallados, y de la oportunidad de aplicación de esta metodología en el ámbito de la FIA. Por este motivo, el objetivo principal de la Tesis Doctoral es plantear una metodología de análisis de la FIA basada en la TDC, validándola mediante un sólido programa experimental. Para lograr este objetivo, en primer lugar se ha de realizar una revisión del estado del arte de los temas que aquí se conjugan, es decir, la Mecánica de la Fractura, la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) y la Fisuración Inducida por Ambiente (FIA). A continuación se han de definir los materiales y ambientes agresivos que, por su aplicación directa en la industria, pueden ser de especial interés en el estudio. Seguidamente, analizando las metodologías existentes para el análisis a fractura y fatiga a través de la TDC, se ha de proponer una metodología de análisis de la FIA. Posteriormente, se ha

de proceder a plantear un programa experimental centrado en obtener los parámetros que validarán la metodología propuesta. Junto con los resultados experimentales, se ha de realizar un estudio por elementos finitos que defina con precisión los estados tensionales generados. Además, se ha de llevar a cabo un minucioso estudio de los micromecanismos de fallo a través del microscopio electrónico de barrido (*SEM*), el cual permitirá explicar las relaciones entre capacidad resistente, ambiente agresivo y radio de entalla. Por último, un objetivo fundamental es difundir los resultados y logros alcanzados entre la comunidad científica, mediante artículos, publicaciones y congresos, para fomentar el uso de esta metodología como herramienta útil en las evaluaciones de integridad estructural.

Con todo ello, este trabajo se divide en 7 capítulos, empezando por la introducción que contextualiza el estudio, las motivaciones y objetivos. El Capítulo 2 versa sobre el estado del arte de la Teoría de las Distancias Críticas (abordando previamente las bases de la Mecánica de la Fractura) y de la Fisuración Inducida por Ambiente y, más específicamente, de la Fragilización por Hidrógeno. En el Capítulo 3 se detallan los materiales escogidos para el desarrollo de esta Tesis Doctoral, justificando su elección y su importancia dentro de la industria. Asimismo, se describen las propiedades mecánicas de estos materiales, composición química y microestructura, y se detalla la metodología de análisis empleada. El programa experimental que se ha llevado a cabo y los medios materiales que lo han hecho viable se definen en el Capítulo 4. El Capítulo 5 muestra los resultados obtenidos de los ensayos realizados así como las simulaciones por elementos finitos y en el análisis de los micromecanismos de las superficies de rotura. El Capítulo 6 recoge las conclusiones que se derivan del trabajo y presenta líneas de trabajo futuro. Para terminar, en el último apartado se recogen las referencias bibliográficas que han sido consultadas y utilizadas en esta Tesis Doctoral.

CAPÍTULO 2

ESTADO DEL ARTE

El objetivo principal de esta Tesis Doctoral es plantear y validar una metodología de análisis de la Fisuración Inducida por el Ambiente (FIA) basada en la Teoría de Distancias Críticas. Por este motivo, en primer lugar es necesario proporcionar un marco teórico de la Teoría de las Distancias Críticas, para lo cual se estudiará la Mecánica de la Fractura (apartado 2.1), tanto Elástico-Lineal (MFEL) como Elasto-Plástica (MFEP), haciendo especial mención al comportamiento de fisuras y entallas y la justificación de por qué han de analizarse de manera diferente. El apartado 2.2 recoge la Teoría de las Distancias Críticas y sus metodologías más importantes, las cuales se han aplicado en análisis a fractura y a fatiga, en una casuística de materiales muy amplia, pero nunca han sido empleadas para predecir el fallo por FIA. Por último, el apartado 2.3 aborda aspectos teóricos de la propia FIA y, especialmente, de la Fisuración Inducida por Hidrógeno (FIH).

2.1 MECÁNICA DE LA FRACTURA

2.1.1 Introducción

La fractura de los materiales es un problema presente en la sociedad desde que se diseñan y construyen o fabrican estructuras y componentes estructurales. El problema se acentúa en la actualidad a medida que el progreso tecnológico es más complejo. Así, en la Edad de Piedra la mayor dificultad residía en la conformación del material, en la Edad de Bronce y la Edad de Hierro el mayor problema derivaba de la producción de los materiales. Con el paso del tiempo y el consecuente desarrollo en el conformado y producción de los materiales, así como el empleo de nuevos materiales estructurales (como por ejemplo la madera, materiales cerámicos, morteros y metales) se produjeron comportamientos de las estructuras que no eran los adecuados, produciéndose fallos inesperados y, muchas veces, catastróficos.

Los avances en el campo de la Mecánica de la Fractura han logrado reducir el daño potencial asociado al fallo en las estructuras. El conocimiento de las condiciones de rotura en los materiales y la habilidad para prevenir este problema se ha incrementado considerablemente en las últimas décadas, especialmente desde la Segunda Guerra Mundial. No obstante, los primeros experimentos que abordaban este fenómeno se deben a Leonardo da Vinci en el siglo XV. Da Vinci comprobó, de manera cualitativa, que la resistencia de un alambre era inversamente proporcional a la longitud del mismo. Esto era debido a que una mayor longitud del alambre presentaba una mayor probabilidad de encontrar algún defecto que iniciase la fractura [33].

Una conexión cuantitativa entre el tamaño de los defectos y la fractura fue establecida por Griffith en el año 1920 [9]. En este trabajo se abordaba el análisis tensional en un agujero elíptico, previamente estudiado por Inglis en 1913 [34], para determinar las condiciones de propagación inestable de la grieta. Griffith formuló una teoría de la fractura empleando un simple balance energético basado en el Primer Principio de la Termodinámica. De acuerdo con esta teoría, un defecto se convierte en inestable y, por lo tanto tiene lugar la fractura, cuando la variación de energía resultante de un incremento en el tamaño de grieta es

suficiente para superar la energía superficial del material. El modelo de Griffith, que predice de manera precisa la relación entre tensión y tamaño del defecto en probetas de vidrio (comportamiento frágil), no se pudo aplicar a los metales, puesto que estos materiales suelen desarrollar un importante comportamiento no lineal antes de rotura. Por ello, una modificación del modelo de Griffith fue propuesta por Irwin en 1948 para la aplicación de este enfoque a los metales [35]. La Mecánica de la Fractura surge tras los trabajos de Inglis, Griffith y otros, cuando Irwin logró extender el modelo de Griffith a los metales incluyendo la energía disipada por el flujo plástico local (además de la energía superficial). En el mismo año, pero de manera independiente a Irwin, el investigador Orowan propuso una modificación similar a la teoría de Griffith [36], y Mott extendió el modelo de Griffith para el estudio de la propagación rápida de fisuras [37].

Casi una década después de la modificación del modelo de Griffith, Irwin propuso el uso del concepto de Tasa de Liberación de Energía (G) [38] para lograr una mayor aplicabilidad del modelo de Griffith a los problemas ingenieriles. Irwin relacionó la Tasa de Liberación de Energía con las tensiones y desplazamientos en una grieta aguda, a partir de los trabajos desarrollados en 1938 por Westergaard [39], demostrando que el campo tensional en las proximidades de una grieta puede caracterizarse a través de un parámetro relacionado con G [10]. Este parámetro que representa el estado tensional en el frente de grieta es lo que más adelante se denominó Factor de Intensidad de Tensiones (K). De manera paralela a Irwin, Williams aplicó una técnica diferente con resultados esencialmente idénticos [11].

La aplicación de la Mecánica de la Fractura en el análisis de varias roturas catastróficas, con resultados satisfactorios, confirmó la validez de la teoría. En esta línea, Wells, en año 1955, analizó los fallos del fuselaje de los aviones Comet [40]. Dos años después, los investigadores Winne y Wundt emplearon la Tasa de Liberación de Energía de Irwin para explicar el fallo en los rotores de turbinas, proporcionando información para prevenir las fractura de los rotores existentes [41].

A pesar de la aplicabilidad de la Mecánica de la Fractura, muchos ingenieros de diseño eran escépticos y se negaban a abandonar las

metodologías tradicionales en favor de los nuevos avances en este campo. En el año 1960, Paris encontró una fuerte oposición por parte de los ingenieros de diseño para adoptar los principios que la Mecánica de la Fractura proponía para el crecimiento de grietas por fatiga, a pesar de presentar unos convincentes resultados experimentales. La oposición fue tan grande que Paris no fue capaz de publicar sus avances en ninguna revista cualificada, por lo que optó por publicarlo en una revista periódica de la Universidad de Washington [13].

A partir de 1960, cuando los fundamentos de la Mecánica de la Fractura Elástico-Lineal (MFEL) fueron claramente establecidos, los investigadores se centraron en los efectos de la plasticidad en el frente de grieta. La MFEL deja de ser aplicable cuando, previamente al fallo, existe una deformación plástica significativa. Como primer paso, los investigadores Irwin, Dugdale, Barenblatt y Wells desarrollaron una corrección por plastificación en el frente de grieta [16,42–44]. Irwin propuso analizar la existencia de la zona plástica a través de una simple extensión de la MFEL. Dugdale y Barenblatt desarrollaron modelos más complicados, mientras que Wells apreció que las caras de la grieta se deformaban previamente a la fractura, debido al enroscamiento del frente de grieta, proponiendo un parámetro nuevo llamado *CTOD* por sus siglas en inglés (*Crack Tip Opening Displacement*), que cuantifica la abertura en el frente de grieta [44].

En 1968, el investigador Rice propuso un nuevo parámetro al analizar la deformación plástica como deformación elástica no lineal, de manera que la Tasa de Liberación de Energía pudo aplicarse a materiales con comportamiento no lineal [45]. Rice demostró cómo la Tasa de Liberación de Energía no lineal puede ser expresada como una integral de línea evaluada en un contorno arbitrario alrededor de la grieta, lo que denominó la Integral J. Un concepto equivalente a la Integral J ya había sido previamente publicado por Eshelby [12], aunque este investigador nunca lo aplicó a problemas de fractura.

Hutchinson [46] y Rice y Rosengren [47] relacionaron la Integral J con el campo tensional en el frente de grieta en materiales con comportamiento no lineal. Sus estudios concluían que la Integral J define el campo de tensiones en

el fondo de una fisura en condiciones elasto-plásticas, de forma análoga a cómo lo hace el Factor de Intensidad de Tensiones en el campo elástico-lineal.

En 1971, los autores Begley y Landes [48] propusieron la caracterización de la tenacidad a fractura de aceros utilizados en la industria nuclear a partir de la Integral J. Los resultados obtenidos fueron tan satisfactorios que 10 años después este procedimiento se convirtió en la norma ASTM E813 [49]. No obstante, no fue hasta el año 1976 cuando Shih y Hutchinson [50] propusieron un marco de referencia teórico para el análisis a fractura basado en la Integral J, que sirvió de base para el manual de diseño a fractura publicado por el *Electric Power Research Institute (EPRI)* [51].

El parámetro *CTOD*, propuesto por Wells [44], se empleó a principios de los años 60 en Reino Unido para el análisis a fractura de uniones soldadas en plataformas petrolíferas del Mar del Norte. En 1971 fue desarrollada una curva de diseño semiempírica para uniones de acero soldadas, gracias a los estudios de Wells [52] y a la aplicación de los mismos por Burdekin y Dawes [53].

Shih [54] demostró en 1981 la relación entre el parámetro *CTOD* y la Integral J, lo que implicaba que ambos parámetros son válidos para la caracterización de la fractura elasto-plástica.

En las últimas décadas del siglo XX, se consolidaron los conocimientos sobre Mecánica de la Fractura y se ampliaron las aplicaciones a otros materiales como, por ejemplo, los polímeros.

Por último, cabe destacar la importancia de los análisis por elementos finitos, los cuales agilizan el cálculo y permiten afrontar nuevas áreas de investigación en el campo de la Mecánica de la Fractura. Un claro ejemplo es la fractura en la nano-escala.

2.1.2 Mecánica de la Fractura Elástica Lineal

La Mecánica de la Fractura se puede definir como la parcela de la ciencia aplicada cuya finalidad es el estudio del comportamiento mecánico de los

elementos estructurales en presencia de defectos, para esclarecer las condiciones críticas y criterios de fallo [55].

A través de la Mecánica de la Fractura se debe responder a los interrogantes que surgen en el estudio del comportamiento mecánico de los materiales en presencia de fisuras, considerando una fisura como cualquier defecto plano cuyo frente de avance presenta un radio de curvatura que tiende a cero. Estos interrogantes se pueden sintetizar en la determinación de las condiciones críticas para un material en función de los esfuerzos a los que está sometido, el tamaño del defecto y de la resistencia a fractura del mismo.

Desde un punto de vista atómico, la fractura de un componente sucede cuando se aplica la suficiente energía o trabajo para romper los enlaces que mantienen los átomos unidos. La fuerza que mantiene los átomos juntos se basa en las fuerzas de atracción entre los mismos. Cuando una fuerza de tracción incrementa la distancia entre los átomos y supera el valor de las fuerzas de cohesión entre estos, se rompen los enlaces y se produce la fractura.

Hasta que se comenzaron a aplicar correcciones por plasticidad a pequeña escala en 1948, la Mecánica de la Fractura era solo aplicable a materiales con comportamiento elástico-lineal y, por consiguiente, materiales cuyo comportamiento hasta rotura obedece la Ley de Hooke. Sin embargo, a partir de 1960, la Mecánica de la Fractura extendió su campo de validez para abordar el comportamiento de materiales que, debido a su gran ductilidad y tenacidad, presentan una importante zona plástica previa al fallo. Surgió así la Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica (MFEP).

2.1.2.1 *Análisis tensional en el frente de un defecto*

Inglis [34] cuantificó en 1913 el efecto concentrador de tensiones que producían los defectos analizando una placa plana con un agujero elíptico, cuyas dimensiones eran $2a$ de largo y $2b$ de ancho, y aplicando una tensión (σ) perpendicular al eje mayor del agujero elíptico, como representa la Figura 2.1.

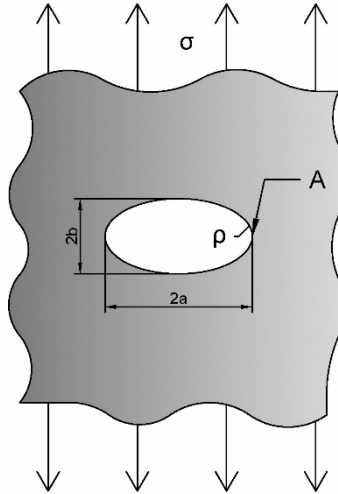


Figura 2.1. Agujero elíptico en placa plana.

Suponiendo que el comportamiento del defecto no estaba influenciado por el tamaño de la placa, es decir, que la anchura de la placa es mucho mayor que $2a$ y la altura de la placa es mucho mayor que $2b$, obtuvo que la tensión en el extremo del eje mayor (σ_A) dependía de la tensión aplicada en la placa, σ , y de la geometría del defecto, a y b , según la ecuación (2.1):

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + \frac{2a}{b} \right) \quad (2.1)$$

El cociente σ_A/σ se definió como el factor concentrador de tensiones, k_t . Se apreció como las tensiones variaban a medida que el eje mayor de la elipse modificaba su tamaño en relación al eje menor, modificando así el radio de curvatura ρ (según el eje mayor aumenta su tamaño respecto al eje menor, el defecto se va aproximando a una grieta). Por esta razón, Inglis formuló una nueva ecuación en términos de ρ :

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (2.2)$$

donde:

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad (2.3)$$

Cuando $a \gg b$ y el defecto se asemeja a una grieta, la ecuación (2.2) se convierte en:

$$\sigma_A = 2\sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (2.4)$$

La ecuación (2.4) predice que en el caso de una fisura ($\rho = 0$), las tensiones son infinitas en el frente del defecto. Este resultado causó escepticismo cuando se publicó, puesto que ningún material es capaz de resistir tensiones infinitas. De la misma manera, se produce la paradoja de que en cualquier material con una fisura se produciría el fallo con cualquier carga distinta de 0. Esta paradoja motivó a Griffith [9] a desarrollar una teoría de fractura basada en la energía.

2.1.2.2 El balance de energía de Griffith

Griffith [9] aplicó la Primera Ley de la Termodinámica a la idea de propagación de una grieta. Cuando un sistema avanza de un estado de no equilibrio a uno de equilibrio, existe un descenso neto de la energía del sistema. De esto se deduce que una grieta puede formarse o crecer solo si en el proceso la energía total desciende o se mantiene constante. Teniendo en cuenta que $a \gg b$ en la Figura 2.1, para que la grieta crezca tiene que haber la suficiente energía potencial en la placa como para superar la energía superficial del material. El balance de energía de Griffith, para un incremento diferencial en el área de la grieta, dA , puede expresarse de la siguiente manera:

$$\frac{dE}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0 \quad (2.5)$$

o dicho de otro modo:

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{dW_s}{dA} \quad (2.6)$$

donde E es la energía total del sistema, Π es la energía potencial suministrada por las fuerzas externas y la energía de deformación interna y W_s es el trabajo requerido para la formación de nuevas superficies de fractura.

2.1.2.3 La Tasa de Liberación de Energía

En 1956, Irwin [38] propuso un enfoque energético para la fractura basándose en el modelo de Griffith, presentando una mayor aplicabilidad en el campo ingenieril. Irwin definió el primer término de la ecuación (2.6) como la tasa de liberación de energía, G , y que coincide con la energía disponible para un incremento diferencial de grieta:

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad (2.7)$$

El segundo término de la ecuación (2.6) es una propiedad del material, representa la energía necesaria para un incremento diferencial de grieta y se denota con la letra R . De esta manera, se puede reformular la ecuación:

$$G = R \quad (2.8)$$

De estas ecuaciones se deduce que el proceso de fractura es dependiente de la Tasa de Liberación de Energía, del estado tensional y de los parámetros geométricos del material así como la resistencia del mismo a la fractura.

Para una tensión σ , en el caso particular de una placa infinita de un material con módulo de elasticidad E , con una fisura de longitud $2a$, la solución analítica para la Tasa de Liberación de Energía en condiciones de tensión plana, responde a la siguiente ecuación:

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (2.9)$$

2.1.2.4 Análisis tensional de fisuras

A través de un análisis elástico-lineal, y considerando un material con comportamiento isotrópico, es posible calcular la distribución de tensiones en el frente de una fisura. Los primeros autores que publicaron soluciones analíticas fueron Westergaard [39], Irwin [10], Sneddon [56] y Williams [11]. Si se define en coordenadas polares (Figura 2.2), el campo tensional de un punto cuyas coordenadas son (r, θ) depende, básicamente, de la distancia al frente de grieta,

r , del ángulo que forma en el sistema de coordenadas escogido, θ , de la tensión exterior aplicada, σ , y del tamaño de la fisura, a .

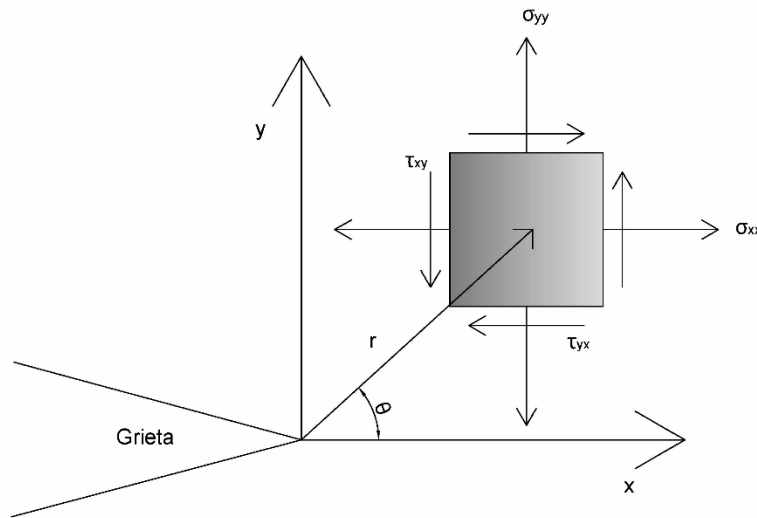


Figura 2.2. Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura, en un material elástico.

Existen tres modos de fractura, como muestra la Figura 2.3. En el Modo I (o de tracción) la sollicitación es perpendicular al plano y al frente de fisura. En el Modo II (o de cortante) el esfuerzo es paralelo al plano de la grieta y perpendicular al frente de la misma. Por último, en el Modo III (o de torsión) la carga es paralela al plano de la fisura y a su frente de avance. Un componente fisurado puede someterse a cualquiera de estos tres modos de fractura, pudiéndose dar el caso de la combinación de dos de ellos o incluso de los tres modos a la vez (modo mixto).

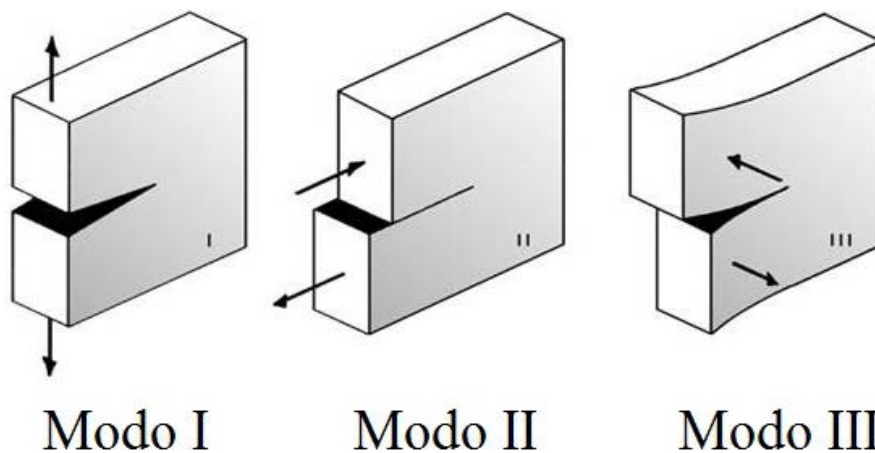


Figura 2.3. Modos de fractura.

En Modo I, las expresiones analíticas de las tensiones en el frente de una grieta, para una placa plana, infinita y con una fisura pasante de longitud $2a$, bajo un estado tensional uniforme (σ), son las siguientes [11]:

$$\sigma_{xx} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.10)$$

$$\sigma_{yy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.11)$$

$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (2.12)$$

$$\text{(Tensión plana)} \quad \sigma_{zz} = 0 \quad (2.13)$$

$$\text{(Deformación plana)} \quad \sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (2.14)$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad (2.15)$$

La Figura 2.4 representa el perfil tensional en el plano de una grieta ($\theta = 0$) en función de la distancia al fondo de grieta, r . Como puede apreciarse, cuando nos aproximamos al frente de grieta, las tensiones tienden al infinito.

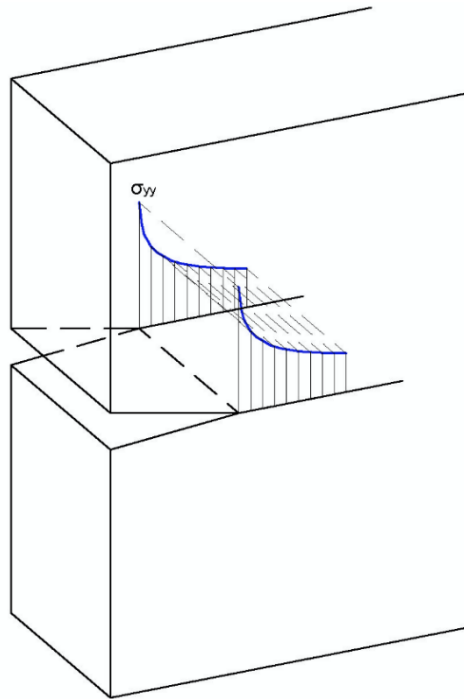


Figura 2.4. Perfil tensional en el plano de la grieta.

2.1.2.5 El Factor de Intensidad de Tensiones

Un nuevo parámetro surge como una nueva magnitud física con dimensiones y significado propio. Este parámetro se denomina el Factor de Intensidad de Tensiones, K , y su expresión analítica general es la siguiente:

$$K = M\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.16)$$

donde M es un valor adimensional determinado por la geometría del problema ($M = 1$ en condiciones de placa plana infinita con grieta pasante de longitud $2a$), σ es la tensión exterior aplicada y a es la longitud de la grieta. Las unidades de K en el Sistema Internacional son $\text{Pa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

K define de manera biunívoca el estado de tensiones y deformaciones para cualquier punto con coordenadas conocidas (r, θ) . De esta manera, las expresiones que definen el campo tensional (ecuaciones (2.10)-(2.15)) pueden reformularse utilizando el parámetro K en las condiciones de placa plana infinita previamente analizada:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.17)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.18)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (2.19)$$

$$\text{(Tensión plana)} \quad \sigma_{zz} = 0 \quad (2.20)$$

$$\text{(Deformación plana)} \quad \sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (2.21)$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad (2.22)$$

siendo K_I el Factor de Intensidad de Tensiones en Modo I y ν el coeficiente de Poisson.

Estas expresiones analíticas muestran que el estado tensional en las proximidades de una grieta es proporcional a la tensión aplicada, σ , descende a

medida que el punto se aleja del frente de grieta (aumenta r) y depende linealmente de la raíz cuadrada de la longitud del defecto, a .

Para materiales con comportamiento elástico-lineal, se puede considerar que los componentes de la tensión, deformación y desplazamiento son aditivos. Esto se traduce en que se puede aplicar el principio de superposición a las expresiones que relacionan el Factor de Intensidad de Tensiones y el estado tensional siempre y cuando se trabaje en un mismo modo de rotura (Modo I en este caso). Consecuentemente, por tres estados tensionales en Modo I (A, B y C), se cumple la siguiente ecuación:

$$K_I^{(total)} = K_I^{(A)} + K_I^{(B)} + K_I^{(C)} \quad (2.23)$$

La determinación del Factor de Intensidad de Tensiones para distintas geometrías es compleja y precisa métodos analíticos y experimentales. Los primeros se basan en la aplicación de la teoría de la elasticidad y, en ocasiones, el empleo de análisis por elementos finitos, y los segundos utilizan enfoques energéticos para determinar el valor de K_I . Gracias al estudio de muchos investigadores (ej., [57–59]), es posible encontrar valores tabulados de K para una amplia casuística de geometrías comunes en ingeniería.

2.1.2.6 Criterios de fractura

Las condiciones críticas de rotura se obtienen cuando el Factor de Intensidad de Tensiones alcanza un valor crítico, K_I^C , guiado por un estado tensional dado σ . En este contexto, concurren las condiciones límite (geométricas y de sollicitación) que provocan la rotura del componente.

El valor crítico K_I^C (o K_{mat}) es un parámetro característico del material y alcanza su valor mínimo cuando están presentes condiciones de deformación plana, en cuyo caso se denomina K_{IC} (tenacidad a fractura). Las condiciones de deformación plana responden tanto a criterios de seguridad, puesto que el valor de K_{IC} es el mínimo, como de independencia de la geometría (Figura 2.5).

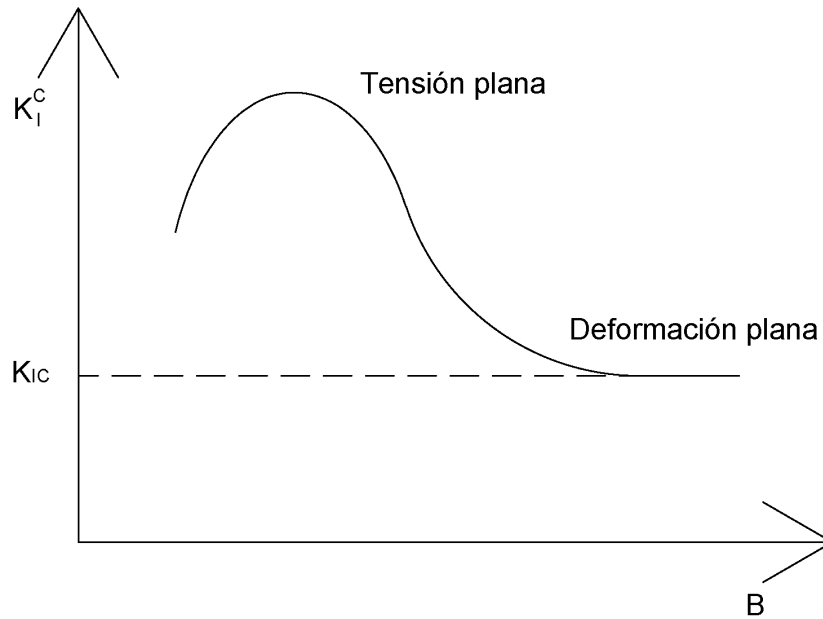


Figura 2.5. Variación del Factor de Intensidad de Tensiones con el espesor.

La condición de fractura en Modo I, por tanto, se establece cuando:

$$K_I = K_{Ic} \quad (2.24)$$

Como K_I depende tanto de la tensión aplicada, σ , como del tamaño de la grieta, a , cualquier aumento de estos valores en servicio, puede provocar que se alcance el criterio de fractura expresado en la ecuación (2.24) produciéndose la rotura del material. La condición recogida en esta ecuación es el criterio tensional de fractura.

Otra manera de analizar las condiciones críticas de fractura se obtiene al aplicar criterios energéticos (criterio energético de fractura), gracias a los trabajos pioneros de Griffith [9] sobre vidrio (considerando un comportamiento elástico-lineal). Dicho criterio está basado en el balance de energía, estudiado anteriormente, cuya condición crítica queda determinada por la ecuación (2.5).

Los dos criterios estudiados se pueden relacionar combinando las ecuaciones (2.9) y (2.16) para condiciones de tensión plana, en una placa plana infinita con longitud de grieta $2a$, obteniendo la siguiente relación:

$$G = \frac{K_I^2}{E} \quad (2.25)$$

mientras que para situaciones de deformación plana se cumple que [60]:

$$G = \frac{K_I^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (2.26)$$

De esta manera quedan relacionados los dos parámetros característicos de la MFEL, haciendo extensible estas expresiones a los demás tipos de geometría, como viene recogido en las principales normas en la materia (ej., ASTM E399 [61], ASTM E1820 [62] o BS 7448 [63]).

2.1.3 Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica

A través de la Mecánica de la Fractura Elástica-Lineal (MFEL) es posible predecir el comportamiento en fractura de materiales frágiles. No obstante, el análisis tensional que la MFEL proporciona, presenta valores de tensiones que tienden al infinito a medida que nos acercamos al borde de grieta. En la práctica, todos los materiales desarrollan un cierto grado de plasticidad en el frente del defecto, por lo que no existe una tensión singular que tiende al infinito.

La MFEL pierde validez cuando el comportamiento no lineal de los materiales deja de estar confinado en una zona muy pequeña en el frente de grieta. Para caracterizar a los materiales que desarrollan una plasticidad significativa antes de la fractura, se emplea la Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica (MFEP).

2.1.3.1 Plasticidad en el frente de grieta

Todos los materiales presentan una región, alrededor del frente de grieta, en la cual se produce una deformación plástica, por lo que las tensiones se relajan y, en consecuencia, no existe una tensión singular que tiende al infinito. La Figura 2.6 representa la tensión σ_{yy} en el plano de una grieta ($\theta = 0$) y la representación de la zona plástica, r_p . Esta región de deformación plástica o zona plástica del frente de grieta puede ser estimada, en una primera aproximación, mediante las correcciones de Irwin y Dugdale.

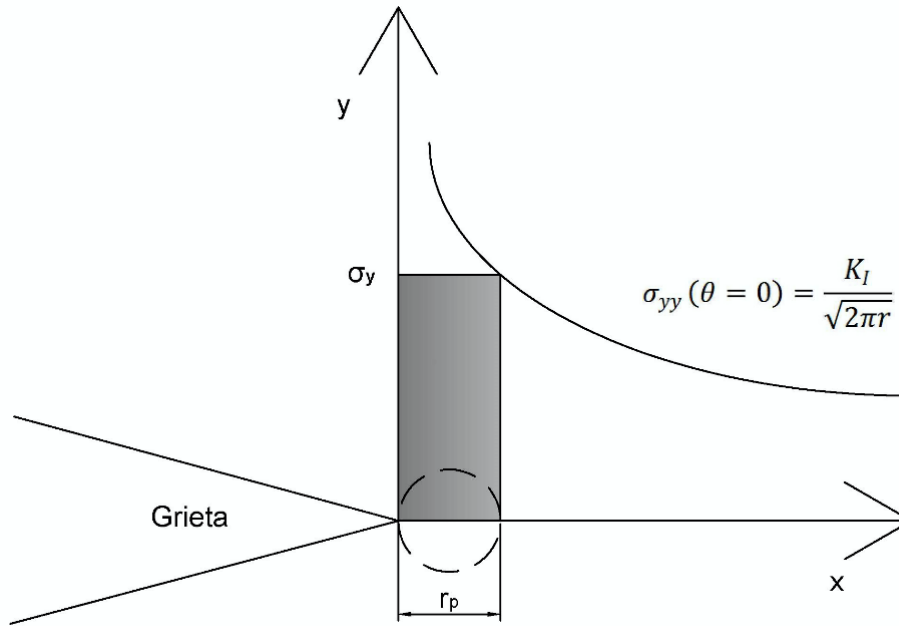


Figura 2.6. Distribución de tensiones en el frente de una grieta.

El estado tensional en el plano de la grieta ($\theta = 0$), en Modo I, para un material con comportamiento elástico-lineal, viene dado por las ecuaciones (2.17) y (2.18). Inicialmente, se consideró que el tamaño de la zona plástica, r_p , correspondía con el valor de r obtenido de la ecuación (2.18) cuando $\sigma_{yy} = \sigma_Y$ (límite elástico del material), resultando la siguiente expresión:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.27)$$

No obstante, este análisis no es del todo preciso puesto que, cuando la plastificación tiene lugar, se produce una redistribución tensional, de tal manera que la zona plástica debería ser mayor para permitir el equilibrio con las tensiones exteriores.

En este sentido, Irwin [42] postuló una redistribución de tensiones a partir del modelo anterior que permitía equilibrar las tensiones exteriores. Irwin asumía, igualmente, que una fisura con plastificación en su punta se comportaba como una fisura de mayores dimensiones.

La ecuación resultante, en tensión plana, para el tamaño de la zona plástica se expresa a continuación:

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.28)$$

Se puede observar que el tamaño de la zona plástica de Irwin es el doble que el del primer módulo. En deformación plana, la plastificación se ve disminuida por el estado tensional triaxial, por lo que el tamaño de la zona plástica es seis veces menor que en condiciones de tensión plana.

En 1960, Dugdale [16] propone una corrección para el tamaño de la zona plástica diferente a la de Irwin. Su propuesta se basaba, al igual que la de Irwin, en la consideración de una grieta o fisura mayor que la existente. En el modelo de Dugdale, esa diferencia de longitudes está repartida por igual en los dos extremos de la grieta original y, estas zonas adicionales de grieta, soportan una tensión de cierre igual al límite elástico del material. Como conclusión de su estudio, propone un tamaño de la zona plástica, ρ , cuyo valor está determinado por la siguiente expresión:

$$\rho = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.29)$$

Se puede apreciar la gran similitud entre la ecuación (2.28) y la ecuación (2.29), puesto que $1/\pi \approx \pi/8$. Esto se traduce en que tanto Irwin como Dugdale presentan tamaños de zonas plásticas semejantes.

Una vez establecidas las correcciones de la zona plástica, la aplicación de la MFEL es válida y precisa cuando dicho tamaño de la zona plástica es mucho menor que la longitud de la grieta ($r_p \ll a$). La expresión para el Factor de Intensidad de Tensiones, por lo tanto, corresponde con la siguiente ecuación:

$$K_I = M\sigma \sqrt{\pi(a + r_p^*)} \quad (2.30)$$

siendo r_p^* la corrección de tamaño realizada sobre el tamaño real de fisura, obtenida a partir del tamaño de zona plástica. En el caso de Irwin, $r_p = 2 \cdot r_p^*$.

Para los materiales que presentan una gran ductilidad, en los que la zona plástica alcanza un tamaño importante en las proximidades del frente de grieta, los fenómenos de rotura del material no pueden ser abordados a través

de K (Factor de Intensidad de Tensiones) puesto que el estado tensional en el entorno de la grieta ya no está representado por este parámetro. La definición de nuevos parámetros que, al igual que K en la MFEL, determinen de manera biunívoca el estado de tensiones y deformaciones, es necesaria para emplearlos en los criterios de fractura. Estos parámetros son la apertura del frente de grieta o $CTOD$ (por sus siglas en inglés *Crack Tip Opening Displacement*) y la Integral J .

2.1.3.2 $CTOD$

Wells [44] en 1961 se percató de que la tenacidad de los aceros era más grande cuando el enromamiento que se producía en el frente de la grieta era mayor. Por este motivo, Wells se interesó en caracterizar la apertura del frente de grieta (Figura 2.7) proponiendo que una grieta era susceptible de propagar cuando la apertura de las caras de la fisura en el frente de la misma, o $CTOD$ (*Crack Tip Opening Displacement*), alcanzase un valor crítico, $CTOD_C$.

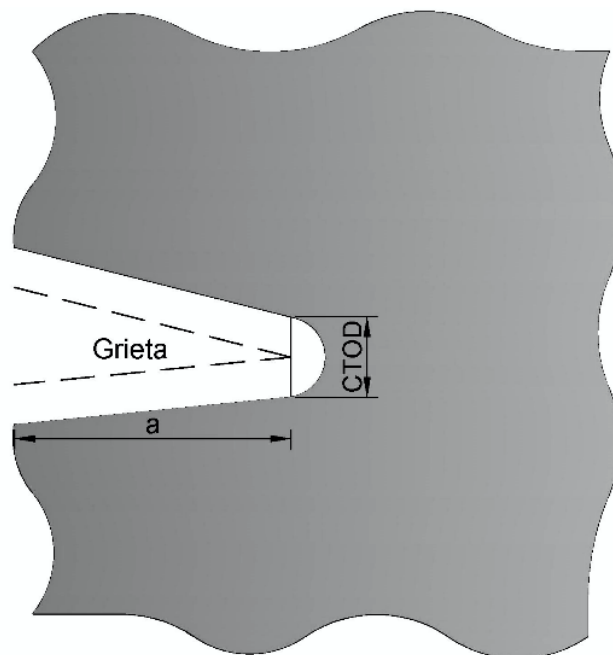


Figura 2.7. Parámetro $CTOD$.

El estudio de Wells relacionó el Factor de Intensidad de Tensiones con el parámetro $CTOD$. Este último parámetro es característico del material y se puede obtener su valor a través de ensayos.

2.1.3.3 La Integral J

En 1968, Rice [45] sentó las bases para hacer extensiva la Mecánica de la Fractura a situaciones en las que existe una plastificación considerable idealizando la deformación elastoplástica como elástica no lineal. Propuso la Integral J como extensión elasto-plástica de la Tasa de Liberación de Energía elástico-lineal (G) de Griffith.

La Integral J se define como una integral curvilínea, cerrada alrededor del frente de grieta e independiente del camino de integración que expresa la diferencia entre el trabajo de las fuerzas externas y la energía elástica acumulada a lo largo del camino Γ (Figura 2.8). Si el entorno cerrado no presenta ninguna singularidad, el valor de la integral es nulo.

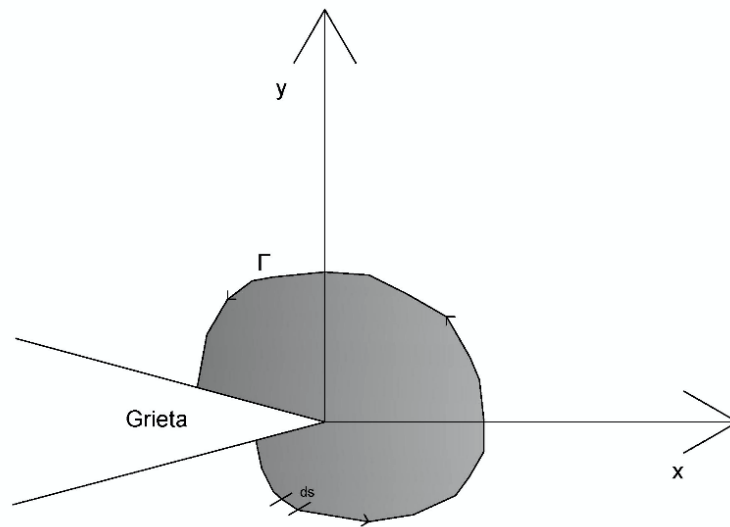


Figura 2.8. Definición de la Integral J.

La Integral J es un parámetro muy aceptado para estudiar procesos de fractura en materiales con comportamiento elasto-plástico, puesto que caracteriza de manera biunívoca el estado tensional y deformacional en el entorno de una grieta. De esta manera, el proceso de fractura en un material se iniciará cuando el valor de J alcance un valor crítico J_c . Considerando un camino cerrado, Γ , alrededor del frente de grieta, la ecuación que define la Integral J es:

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (2.31)$$

siendo w la densidad de energía de deformación, T_i es el vector de tracciones, u_i son los desplazamientos en las tres direcciones del espacio y ds es un elemento diferencial del camino cerrado Γ .

2.1.4 Fractura de componentes entallados

El estudio de materiales fisurados a través de la Mecánica de la Fractura está ampliamente validado y su uso es frecuente en ingeniería. Esta metodología se basa en el campo tensional alrededor del frente de grieta, que queda determinado por el Factor de Intensidad de Tensiones, K_I , de tal manera que el fallo tiene lugar cuando este parámetro alcanza un valor crítico, característico del material, K_{IC} o K_{mat} , denominado tenacidad a fractura (K_{IC}) cuando se cumplen determinadas condiciones.

Esta metodología se aplica con precisión cuando los procesos que provocan la fractura se encuentran confinados en una pequeña zona alrededor del frente de grieta y se ha empleado con éxito en metales, polímeros, hormigón, cerámicos, etc.

No obstante, la aplicación de este procedimiento implica que el defecto presente en el material es afilado (grieta). Esta premisa no es necesariamente cierta en la práctica, puesto que los defectos pueden tener un cierto grado de enromamiento y, en este caso, la asunción de que estos defectos se comportan como grietas produce cálculos demasiado conservadores [64]. Esta situación es frecuente en análisis y evaluaciones de integridad estructural en componentes con defectos por corrosión (por ejemplo, las picaduras se comportan como un defecto con radio finito), defectos de fabricación en instalaciones, o daño mecánico, entre otras.

La MFEL propone la ecuación (2.16) para determinar el Factor de Intensidad de Tensiones. De esta expresión se deduce que, puesto que el factor geométrico es una constante para cada geometría, el producto de la tensión aplicada por la raíz cuadrada de la longitud de fisura, en las condiciones críticas (ecuación (2.24)), es constante [11]:

$$\sigma_c a^{0.5} = cst_1 \quad (2.32)$$

La presencia de defectos con un radio finito en el frente (entallas), provoca situaciones menos exigentes que las provocadas por las fisuras, por lo que la expresión anterior se modifica de la siguiente manera:

$$\sigma_c a^\alpha = cst_2 \quad (2.33)$$

donde α es una constante para cada tipología de entalla ($\alpha < 0.5$). Para que el efecto de la entalla tenga lugar, se precisan unas condiciones críticas de sollicitación en un cierto volumen de material. Por consiguiente, los distintos enfoques, que consideran las tensiones máximas, ofrecen resultados con un grado de conservadurismo elevado y no se generan resultados adecuados [65], salvo en entallas romas presentes en materiales frágiles.

El efecto que una entalla puede producir en un material varía en función de la morfología de la entalla. En ciertos casos, la entalla es lo suficientemente roma como para no causar ningún tipo de alteración en la capacidad resistente del material. En otras situaciones, las entallas muy afiladas pueden comportarse de la misma manera que una grieta. En cualquier caso, el efecto entalla se produce en situaciones intermedias a las anteriores, cuando los componentes entallados resisten más que los componentes fisurados (K_{mat}^N es mayor que K_{mat}), pudiendo incluso cambiar los micromecanismos que conducen al fallo [66]. K_{mat}^N es la tenacidad aparente a fractura, es decir, la resistencia del material en presencia de entallas.

2.1.4.1 Distribución de tensiones en el fondo de entalla

En el contexto de la teoría de la elasticidad, el estado tensional en las proximidades de una entalla depende, en general, de las fuerzas aplicadas y de la geometría del componente [67]. La casuística de geometrías de entallas es variada, siendo las más comunes las entallas en forma de U y de V. La Figura 2.9 representa el sistema de coordenadas y los principales parámetros que definen una entalla en forma de U, que será la tipología de entalla empleada en los ensayos de esta Tesis Doctoral.

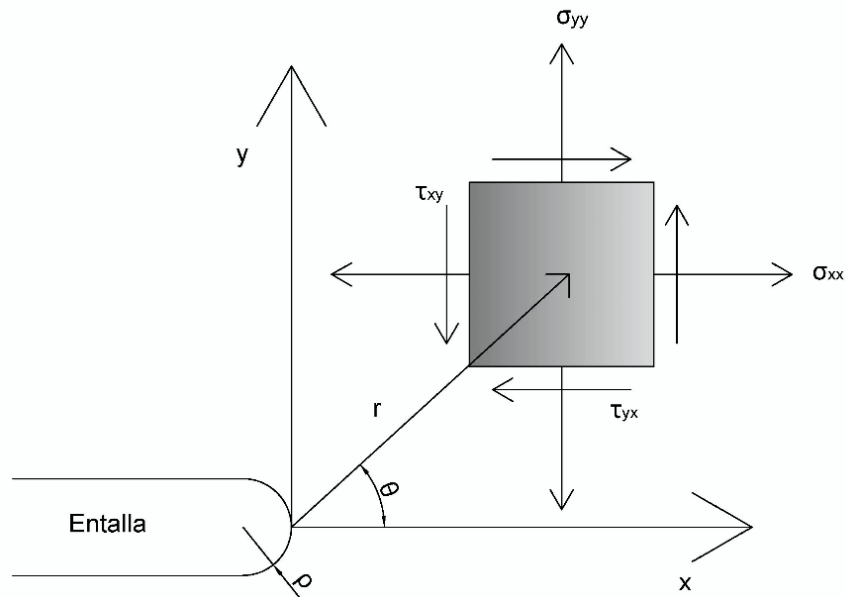


Figura 2.9. Sistema de coordenadas y símbolos utilizados para el campo tensional.

El análisis de la distribución de tensiones en el frente de una entalla ha sido ampliamente estudiado. La Tabla 2.1 muestra una serie de expresiones que describen la distribución de tensiones (Figura 2.10), siendo σ_{yy} la tensión en el frente de entalla según el plano medio ($\theta = 0$), σ_N la tensión neta, σ_{max} la tensión máxima, ρ el radio de entalla, x la distancia al frente de entalla y K_t el factor de concentración de tensiones (cociente entre la tensión máxima en el fondo del defecto, σ_{max} , y la tensión exterior aplicada, σ_N).

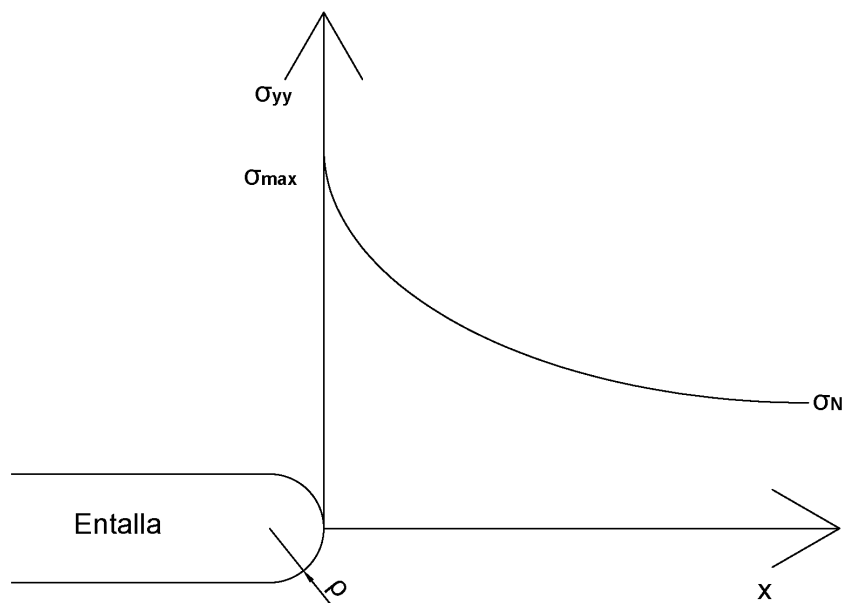


Figura 2.10. Distribución elástica de tensiones en el frente de una entalla.

Tabla 2.1. Distribución elástica de tensiones en el frente de una entalla [18].

Autores	Año	Distribución elástica de tensiones	
Timosenko y Goodier [68]	1951	$\sigma_{yy} = \sigma_N \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-4} \right]$	(2.34)
Neuber y Weiss [69]	1962	$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}}$	(2.35)
Creager y Paris [70]	1967	$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi x}} \left(1 + \frac{\rho}{2x} \right)$	(2.36)
Chen y Pan [71]	1978	$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 8x}}$	(2.37)
Usami [72]	1985	$\sigma_{yy} = \frac{\sigma_{max}}{3} \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-4} \right]$	(2.38)
Clinka y Newport [73]	1987	Entalla roma	
		$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \left[1 - 2.33 \left(\frac{x}{\rho} \right) + 2.59 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{-1.5} - 0.907 \left(\frac{x}{\rho} \right)^2 + 0.037 \left(\frac{x}{\rho} \right)^3 \right]$	(2.39)
		Entalla afilada	
		$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \left[1 - 0.235 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{0.5} - 1.33 \left(\frac{x}{\rho} \right) + 1.28 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{1.5} + 0.037 \left(\frac{x}{\rho} \right)^2 \right]$	(2.40)
Kujawski [74]	1991	$\sigma_{yy} = f \sigma_{max} \left[\left(1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-1/2} + \left(1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-3/2} \right]$	
		$f = \begin{cases} 1, & \frac{x}{\rho} < 0.2 \\ 1 + \frac{\tan\left(\frac{\pi}{2K_t}\right)}{2.8} \left(\frac{x}{\rho} - 0.2 \right), & \frac{x}{\rho} \geq 0.2 \end{cases}$	(2.41)
Bhattacharya y Kumar [75]	1995	$\sigma_{yy} = \sigma_N K_t \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}} \text{ cuando } 0 \leq x \leq \frac{\rho}{4} (K_t^2 - 1)$	(2.42)

Estas expresiones ponen de manifiesto que, a diferencia de en el caso de las fisuras, el perfil tensional en el frente de una entalla, según su plano medio, alcanza un máximo finito. Además, este valor será menor a medida que el radio de entalla aumente su valor, como muestra la Figura 2.11.

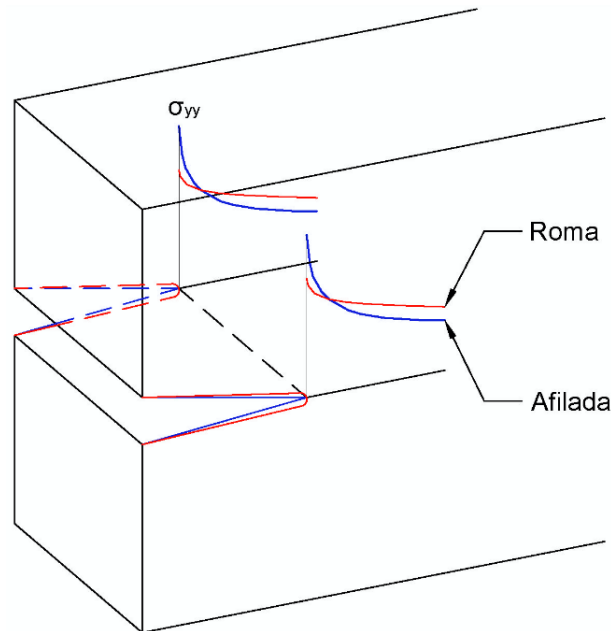


Figura 2.11. Distribución de tensiones en el fondo de dos entallas de diferente geometría.

2.1.4.2 Factor de intensidad de tensiones de entalla

Un ejemplo de la distribución tensional en el fondo de una entalla se ilustra en la Figura 2.12 (a) [76]. Se representa en una escala bilogarítmica en la que el eje de ordenadas simboliza la tensión adimensionalizada σ_{yy}/σ_N (relación entre la tensión normal perpendicular al frente de entalla y la tensión nominal), y el eje de abscisas representa el cociente entre la distancia al fondo de entalla, r , y el espesor, B .

La distribución tensional en las proximidades de una entalla queda dividida en tres zonas (Figura 2.12 (b)):

- Zona I: en esta zona la tensión es prácticamente constante hasta una distancia $r = X'_m$. Cuando $r = 0$, la tensión alcanza su máximo, σ_{max} , que se calcula como el producto del factor de concentración de tensiones, K_t , y la tensión nominal, σ_N . El parámetro X_m corresponde con la distancia al eje vertical del punto de corte entre la prolongación de la

recta de la zona III y la recta paralela al eje de abscisas que pasa por la tensión máxima.

- Zona II: esta zona está situada entre la zona I y la zona III, y está considerada como zona de transición.
- Zona III: la tensión varía de acuerdo a la siguiente expresión:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{\rho}}{\sqrt{2\pi r}^{\alpha}} \quad (2.43)$$

donde K_{ρ} es el Factor de Intensidad de Tensiones de entalla y α es una constante que depende del radio de entalla, ρ (para entallas en forma de U, α es aproximadamente 0.5).

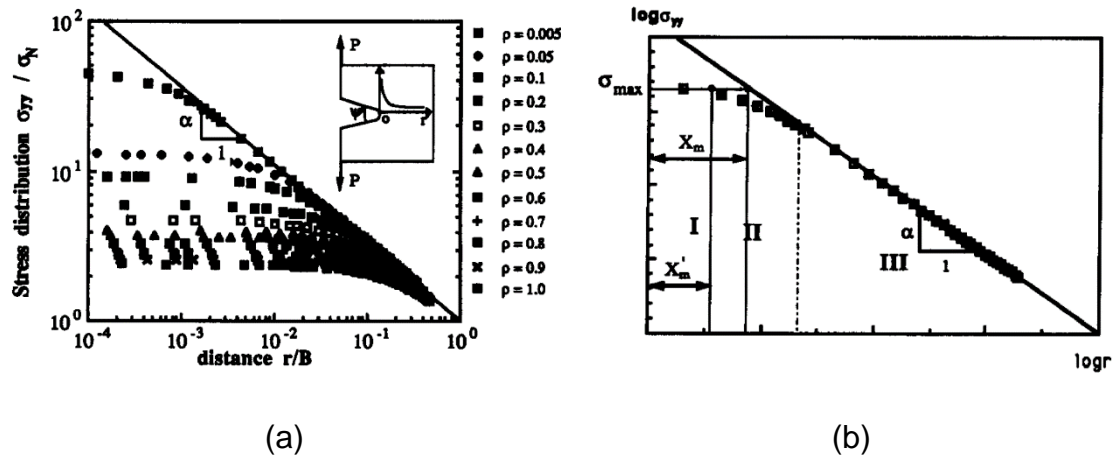


Figura 2.12. (a) Distribución tensional en el frente de entalla, representado en escala doblemente logarítmica. (b) Definición de tres zonas dentro de la distribución de tensiones [76].

Por tanto, la intensidad del campo tensional se cuantifica a través de Factor de Intensidad de Tensiones de entalla, $NSIF$ (por sus siglas en inglés: *Notch Stress Intensity Factor* o K_{ρ}) [77]. Se emplea no solo para describir el campo tensional en una entalla sino también para caracterizar la tenacidad aparente de un material, que aumenta con el radio de entalla aumenta tal y como se observa en la Figura 2.13 [77].

Una vez conocida la distribución tensional en el frente de una entalla, y sabiendo que en los componentes entallados no existe una singularidad tensional en el frente de la entalla, se pueden diferenciar dos criterios de fractura: el criterio global y los criterios locales [65,76].

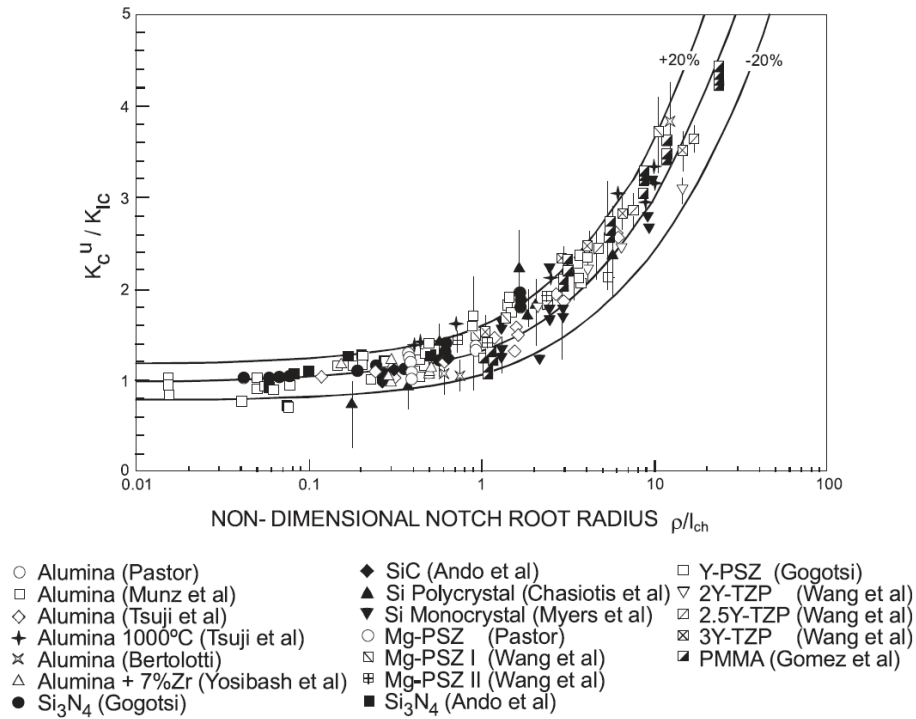


Figura 2.13. Evolución de la tenacidad aparente a fractura con el radio de entalla [77].

2.1.4.3 Criterio de fractura global

El criterio de fractura global es análogo al enfoque ordinario de la Mecánica de la Fractura y establece que el fallo ocurre cuando el Factor de Intensidad de Tensiones de entalla, K_ρ , alcanza un valor crítico, K_ρ^c .

$$K_\rho = K_\rho^c \quad (2.44)$$

Este enfoque cuenta con un significado físico incuestionable, pero su aplicación es limitada debido a la ausencia de soluciones analíticas para K_ρ y de procedimientos estandarizados para la definición de K_ρ^c .

2.1.4.4 Criterios de fractura locales

Los criterios de fractura locales están basado en el campo tensional y deformacional en las proximidades de la entalla. A lo largo de la historia, muchos criterios de fractura local han sido propuestos para predecir el fallo en componentes con fisuras y entallas (ej., [65,76–84]).

Pluinage [65] propone que, para que el fallo ocurra a partir de una entalla, la tensión a lo largo de una cierta distancia (que denominó distancia

efectiva o X_{ef}) ha de ser mayor que la resistencia del material (que denominó σ_f). La tensión que hacía cumplir esta condición se denominó tensión efectiva (σ_{ef}). La distancia efectiva corresponde con el punto de menor gradiente tensional (Figura 2.14) que coincide con la transición entre la zona II y la zona III [85].

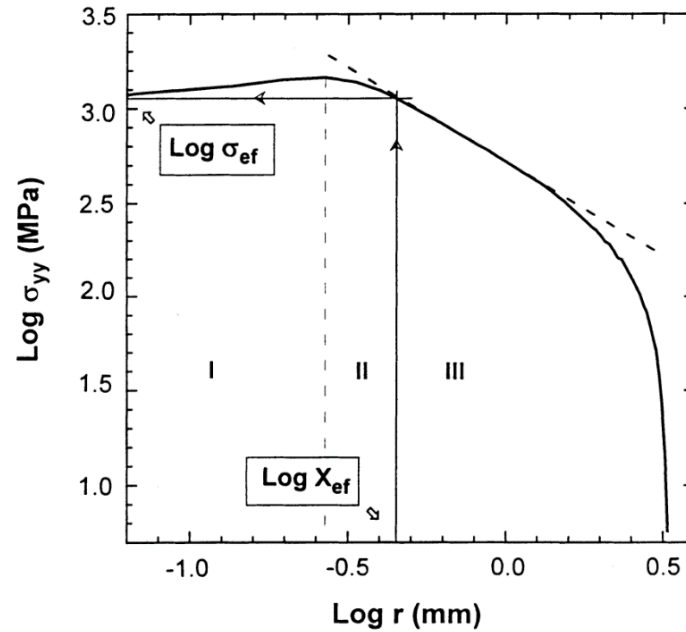


Figura 2.14. Distribución de tensiones normales para definir las zonas de daño local [85].

Además, como se demostró más adelante [86], la distancia efectiva, X_{ef} , depende del radio de entalla, ρ .

El modelo de la tensión media crítica (*Critical average stress model*) propone un cambio del procedimiento de Pluvinage. En este caso se propone como criterio de fallo en entallas que la tensión media a lo largo de la distancia efectiva, X_{ef} , alcance el valor de la resistencia del material, σ_f , como se expresa en la siguiente ecuación [87,88]:

$$\frac{1}{X_{ef}} \int_0^{X_{ef}} \sigma(r) dr = \sigma_f \quad (2.45)$$

Elayachi [89] propone una expresión para el Factor de Intensidad de Tensiones de entalla crítico, K_ρ^c , según la siguiente expresión:

$$K_\rho^c = \sigma_{ef} \sqrt{\pi X_{ef}} \quad (2.46)$$

Kim et al. [86] aplican el concepto de tensión media crítica (expresión (2.45)) para relacionar la tenacidad a fractura de un material, presente en componentes fisurados, con la resistencia a fractura del material en condiciones entalladas (tenacidad aparente). Para ello, emplean la distribución tensional propuesta por Creager y Paris [70] (ecuación (2.36)), que considera que el campo tensional en el fondo de una entalla es similar al provocado por una fisura pero desplazado una distancia igual a la mitad del radio de la entalla, $\rho/2$, como representa la Figura 2.15.

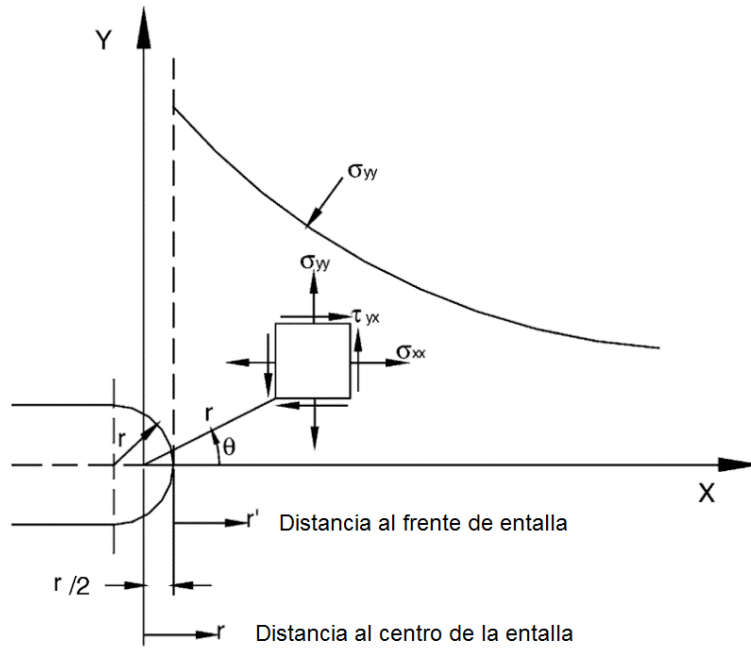


Figura 2.15. Sistema de coordenadas en el frente de una entalla. Distribución tensional de Creager-Paris

Asumiendo que $\theta = 0$, y sustituyendo $r' = r - \rho/2$, en la expresión (2.36) las tensiones tienen la siguiente expresión:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{\pi(2r' + \rho)}} \left(1 + \frac{\rho}{2r' + \rho} \right) \quad (2.47)$$

Integrando la expresión (2.47) según la ecuación (2.45) y teniendo en cuenta la condición de rotura en componentes entallados ($K_I = K_{IN}$) se obtiene:

$$\sigma_f = \frac{2K_{IN}}{\sqrt{\pi(2X_{ef} + \rho)}} \quad (2.48)$$

Combinando la ecuación (2.48) para entallas con la ecuación (2.18) para fisuras, se obtiene una relación entre la tenacidad a fractura del material (K_{IC}) y la tenacidad a fractura aparente (K_{IN}) del mismo:

$$\frac{K_{IN}}{K_{IC}} = \sqrt{1 + \frac{\rho}{2X_{ef}}} \quad (2.49)$$

K_{IN} y K_{IC} se pueden expresar, de forma más general, como K_{mat}^N y K_{mat} , respectivamente.

Se puede afirmar por lo tanto que el modelo de la tensión media crítica permite predecir el comportamiento de materiales entallados a partir de parámetros obtenidos en condiciones fisuradas. Cabe destacar que, a partir de un cierto radio de entalla, la tenacidad a fractura aparente deja de crecer para permanecer constante.

Dentro de los criterios de fractura locales se encuentran también las metodologías asociadas a la Teoría de las Distancias Críticas (TDC). El criterio de la tensión media crítica es, de hecho, una formulación alternativa del Método de la Línea (perteneciente a la TDC). Por su importancia en esta Tesis Doctoral, a la TDC (como conjunto de criterios locales de fractura) se le dedica un apartado específico del Estado del Arte (apartado 2.2).

En todo caso, la aplicación de estos criterios puede resultar tediosa y poco práctica en los casos en los que no existen procedimientos normalizados (por ejemplo el cálculo de $K_{c\rho}$), o en el proceso de definición de parámetros como X_c o σ_f , o en el análisis de situaciones cuyo estudio está aún en desarrollo, como por ejemplo la Fisuración Inducida por Ambiente y su aplicación a componentes entallados, que será objeto de estudio en la presente Tesis Doctoral.

En este contexto, el propósito de este trabajo se centra no solo en la definición de bases teóricas del efecto entalla en el ámbito de la Fisuración Inducida por Ambiente, para lo cual se partirá de los criterios asentados y validados en los análisis a fractura y a fatiga, sino que también se estudiará una metodología de análisis para componentes entallados en presencia de

ambientes agresivos, validando de forma práctica los criterios teóricos previamente descritos.

Una vez establecidos los conocimientos básicos de Mecánica de la Fractura, así como un estudio del comportamiento de componentes entallados, se procede a definir la metodología empleada en este estudio: la Teoría de las Distancias Críticas (apartado 2.2) y, posteriormente, la Fisuración Inducida por Ambiente (apartado 2.3).

2.2 TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

2.2.1 Introducción

En este apartado se examinará la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) empezando por una contextualización histórica, seguida por la descripción minuciosa de las metodologías más importantes que engloban la TDC.

La TDC agrupa un conjunto de metodologías de análisis que predicen el efecto de las entallas y otros concentradores de tensiones en las evaluaciones a fractura y fatiga de los materiales. Para realizar estas predicciones, la TDC emplea un parámetro adicional, característico del material, que presenta unidades de longitud, y recibe el nombre de distancia crítica, L . Estas metodologías se pueden encuadrar dentro de los criterios de fractura brevemente recogidos en la sección 2.1.4, pero por su transcendencia en este trabajo son explicados en esta sección específica.

La TDC precisa, a diferencia de la Mecánica de la Fractura Elástico-Lineal, dos parámetros característicos: la resistencia a fractura, o K_{mat} , y la distancia crítica, L . No obstante, a pesar de necesitar un parámetro más que la MFEL, la TDC permite realizar estimaciones de las cargas de rotura o de tamaños máximos de defecto admisibles en componentes que presentan defectos tipo entalla u otros concentradores de tensiones.

En esta Tesis Doctoral se estudia el marco teórico de la TDC, así como sus metodologías de análisis a fractura y fatiga de componentes entallados para,

posteriormente, abordar el fenómeno de la Fisuración Inducida por Ambiente de manera análoga a los anteriores análisis.

2.2.2 Historia

La Teoría de las Distancias Críticas surge gracias a los trabajos de Neuber [20] en Alemania y de Peterson [21] en Estados Unidos. La intención de ambos investigadores era predecir el fallo en componentes metálicos en presencia de entallas cuando estos estaban sometidos a esfuerzos cíclicos. Las ideas propuestas por estos autores se desarrollaron en la década de los 50, y se publicaron en dos importantes obras tituladas *Kerbspannungslehre* [90] y *Notch Sensitivity* [91]. En estas publicaciones se ilustraron los principios de la Teoría de las Distancias Críticas, como muestra la Figura 2.16.

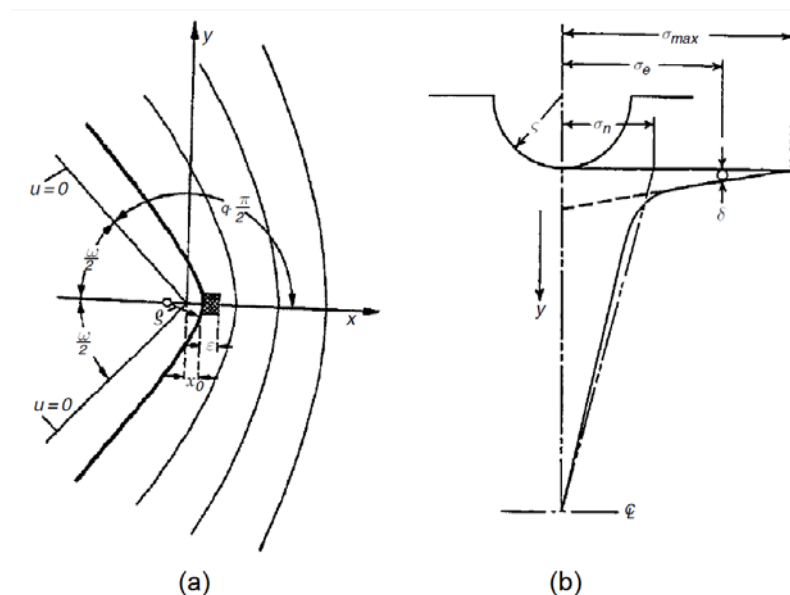


Figura 2.16. Esquemas que ilustraron por primera vez la distancia crítica: (a) Método de la Línea de Neuber [90], siendo ε la distancia crítica y (b) Método del Punto de Peterson [91], donde emplea el símbolo δ para representar la distancia crítica.

Neuber promedió la tensión elástica a lo largo de una cierta distancia (la distancia crítica) desde el fondo de entalla, surgiendo así el Método de la Línea o *LM*, por sus siglas en inglés (*Line Method*). El objetivo de su investigación no era predecir el fallo a fatiga sino revocar las teorías clásicas que predecían las tensiones elásticas, puesto que las consideraba erróneas cuando la superficie presentaba una curvatura elevada y, consecuentemente, un alto gradiente de tensiones [22].

Neuber argumentaba que los materiales no eran verdaderamente continuos pero que el uso de la mecánica de medios continuos es aceptable puesto que la escala del problema era mayor que cualquier no homogeneidad del material. La solución que Neuber propuso al problema de la no homogeneidad del material fue calcular las tensiones empleando las teorías clásicas para después promediarlas a lo largo de una distancia igual a la longitud de una partícula estructural [22]. Actualmente, esta longitud se denomina $2L$.

Conocedor de los trabajos de Neuber, Peterson optó por una solución diferente: emplear la tensión en un punto situado a una distancia $L/2$. La metodología propuesta por Peterson es la que actualmente se conoce como el Método del Punto o *PM*, por sus siglas en inglés (*Point Method*).

Uno de los problemas que tuvieron que afrontar Neuber y Peterson fue el valor que debía adoptarse como distancia crítica. Esta incógnita fue resuelta al determinar el valor de la distancia crítica de manera empírica, ajustando sus resultados a resultados de fatiga, ya que cualquier otra explicación, como por ejemplo el tamaño de grano, resultaba imprecisa. Una observación que surgió a raíz de la determinación de la distancia crítica fue que algunos materiales presentaban una resistencia que crecía a medida que el valor de la distancia crítica era menor [22].

Otra dificultad, derivada de las limitaciones tecnológicas de la época, fue el cálculo preciso de las tensiones a las que estaban sometidos los componentes entallados. Como ya se ha comentado en el apartado 2.1.4, se empleaban expresiones analíticas que aproximaban los perfiles tensionales, definidos en entallas con geometrías estándar, a los componentes reales. Con el objetivo de alcanzar mayor precisión en los cálculos, se emplearon las tensiones locales, puesto que, básicamente, están determinadas por el radio del defecto, ρ , y el factor de concentración de tensiones, K_t . Con esta metodología se logró una precisión aceptable y, por lo tanto, permitió la aplicación del *PM* y *LM* de una manera fiable [22]. Consecuentemente, en los estudios de Neuber y Peterson para predecir la disminución del límite a fatiga, el radio de entalla, ρ , y el factor de concentración de tensiones, K_t , estaban relacionados. La expresión que propuso Neuber era la siguiente:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\rho'}{\rho}}} \quad (2.50)$$

donde ρ' es la distancia crítica y K_f es el factor de reducción de resistencia a fatiga. Por su parte, Peterson desarrolló una fórmula ligeramente diferente:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\rho''}{\rho}} \quad (2.51)$$

en este caso, la distancia crítica se denota con el símbolo ρ'' . La distancia crítica de Peterson se demostró posteriormente que dependía levemente de K_t . Aunque estas expresiones representan intentos realistas para el empleo del *PM* y el *LM* a pesar de los escasos recursos tecnológicos de la época, tienen grandes limitaciones [22]. En primer lugar están basadas en estimaciones de los estados tensionales. También es necesario estimar un valor de K_t , que no siempre resulta sencillo puesto que precisa trabajar con tensiones nominales (tensión presente en ausencia de entallas). Por último, las expresiones anteriores se vuelven menos precisas a medida que el radio de entalla, ρ , se aproxima a cero, aportando predicciones poco realistas en el caso de entallas afiladas.

En la década de 1960 se empleó el *PM* y el *LM* para realizar, por primera vez, predicciones de fractura frágil en componentes y estructuras, considerando la distancia interatómica como distancia crítica [92,93]. Otras variantes del *PM* y *LM* sugerían el uso de la deformación media, en lugar de la tensión media [94].

Un gran avance en esta teoría se produjo en 1974 cuando Whitney y Nuismer analizaron materiales compuestos reforzados con fibras [95]. Sus métodos, llamados Método de la Tensión del Punto y Método de la Tensión Media (*Point Stress Method* y *Average Stress Method*), son teorías muy semejantes al *PM* y al *LM*, respectivamente, y las emplearon para estudiar la influencia de las dimensiones del agujero y del tamaño de la entalla en la resistencia estática del material. Además, estos investigadores relacionaron el *PM* y *LM* con la Mecánica de la Fractura Elástico-lineal (MFEL). Este avance permite calcular la distancia crítica, L , en función de la resistencia a fractura del

material, K_{mat} , además de relacionar las dos distancias críticas de los dos métodos. Estos avances fueron posibles ya que, para entonces, la MFEL estaba asentada en el ámbito de la fractura frágil de materiales fisurados.

La relación entre el *PM* y el *LM*, a pesar de ser análoga en análisis a fatiga, no se realizó en relación con este fenómeno hasta 1983, cuando Tanaka [96] presentó las expresiones teóricas sin la aportación de datos experimentales. Estos fueron añadidos años después [97–99], dotando de validez experimental las expresiones que predicen el límite a fatiga de componentes que contienen entallas y fisuras de varios tamaños.

En la década de los 80, Kinloch y Williams [100], sin aparente conocimiento previo de los avances de Neuber, Peterson, Whitney y Nuismer, desarrollaron un método de análisis para polímeros que era, básicamente, el Método del Punto (*PM*), con una modificación en el parámetro σ_0 , ya que no era igual a la tensión de rotura del material. Este cambio permitió extender la aplicación de la TDC a numerosos materiales.

La TDC, a través de sus dos metodologías más utilizadas (*PM* y *LM*), se ha aplicado con éxito en otros campos, como Taylor [22] demuestra recogiendo datos experimentales de ensayos de fractura frágil en materiales cerámicos, fractura frágil en materiales metálicos, o fatiga en materiales poliméricos, además de los anteriormente mencionados. La precisión en las predicciones que la TDC ofrece ha propiciado que, en las últimas décadas, su uso haya aumentado al igual que sus campos de aplicación. En este sentido, una de las nuevas líneas de investigación con una interesante aplicabilidad en la industria, es el uso de la TDC en situaciones de Fisuración Inducida por Ambiente en metales, y más específicamente, en condiciones de Fragilización por Hidrógeno, tal y como propone esta Tesis Doctoral.

2.2.3 Análisis y parámetros característicos de la TDC

La TDC engloba un conjunto de metodologías que tienen características en común y cuya finalidad es proporcionar predicciones de la capacidad resistente de un material determinado en presencia de entallas u otros

concentradores de tensiones. La TDC emplea un análisis elástico-lineal para calcular el campo tensional y deformacional en las proximidades del defecto. No obstante, este procedimiento es poco realista en muchas ocasiones puesto que las entallas, especialmente si estas son afiladas, provocan campos tensionales que se alejan de un comportamiento elástico si son lo suficientemente elevados. Sin embargo, incluso en estas circunstancias, la TDC puede emplear análisis elástico-lineales, proporcionando predicciones con un alto grado de precisión una vez realizada la calibración correspondiente [22]. Susmel y Taylor [101] han demostrado, incluso, que la TDC proporciona buenas predicciones cuando trabaja con campos elasto-plásticos de tensiones.

La Figura 2.17 representa el análisis tensional, realizado mediante simulación por elementos finitos, de una probeta C(T) entallada, y la curva tensión-distancia al frente de entalla en el momento en el que se produce la rotura. Como se puede observar, la tensión alcanzada en las proximidades del defecto supera con toda seguridad el límite elástico del material, pero incluso en estas circunstancias, es posible emplear la TDC.

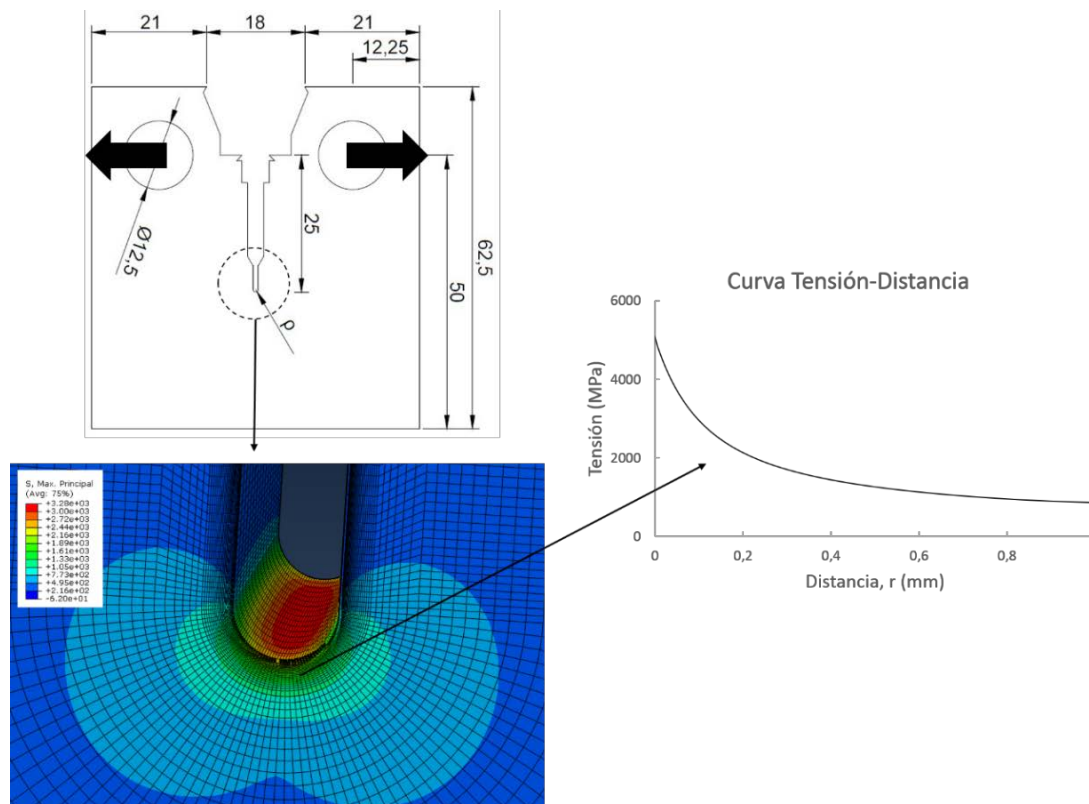


Figura 2.17. Análisis tensional en una probeta C(T) entallada y curva tensión-distancia al frente de entalla [102].

Como se ha visto, la TDC emplea, además de la resistencia a fractura del material, K_{mat} , un parámetro con unidades de longitud: la distancia crítica. Se denota con la letra L y, en análisis a fractura, se define como:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.52)$$

donde σ_0 es un parámetro resistente del material, conocido como tensión inherente, normalmente mayor que la tensión de rotura, σ_u , que requiere calibración experimental.

De manera análoga, en los análisis a fatiga se puede definir una expresión para el cálculo de la distancia crítica que, en este caso, dependerá de ΔK_{th} (umbral de propagación de grietas por fatiga) y de $\Delta \sigma_0$ (límite de fatiga) [103]:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (2.53)$$

Los valores frecuentes de L , para una gran casuística de materiales y de procesos de fallo, se encuentran en un rango que oscila desde micrómetros hasta milímetros, no obstante, el valor de este parámetro puede ser tan pequeño como la distancia interatómica [104] o elevarse hasta valores del orden de metros [105].

La obtención de los parámetros que permiten calcular la distancia crítica en análisis a fractura, en materiales con un comportamiento totalmente lineal (tanto a nivel global como local), es directa una vez obtenido K_{mat} , puesto que σ_0 coincide con σ_u . Por otro lado, si el material objeto de estudio presenta un comportamiento local no lineal, como por ejemplo los metales, es necesario calibrar el valor de σ_0 , empleando ensayos experimentales o una combinación de los mismos con análisis tensionales.

Las expresiones (2.52) y (2.53) son empleadas para los análisis a fractura y fatiga, respectivamente. El enfoque que esta Tesis Doctoral ofrece aborda procesos de Fisuración Inducida por Ambiente y, más específicamente, en condiciones de Fragilización por Hidrógeno. Por ello, en este capítulo se

estudia la TDC en análisis a fractura y fatiga para después proponer una metodología de análisis análoga que proporcione predicciones del umbral de propagación de grietas en Fisuración Inducida por Ambiente en componentes entallados.

Antes de definir las distintas metodologías, es necesario realizar algunas consideraciones que relacionan los parámetros y variables involucrados en la TDC. En aras de la simplicidad, se estudiarán desde el punto de vista de análisis a fractura, siendo el análisis análogo en el caso de la fatiga [22]:

- La relación entre la distancia crítica, L , y el tamaño de defecto, a : si el defecto es muy pequeño en relación a L (es decir, $a/L \ll 1$) el efecto del mismo no es relevante para la resistencia a fractura. En el caso contrario, si $a \gg L$, la MFEL permitirá realizar predicciones precisas. Tanto en los dos casos anteriores, como en las situaciones intermedias, la TDC provee buenos resultados. La Figura 2.18 representa la tensión de rotura en función del tamaño de fisura. Se puede observar como la TDC, a través del PM y LM , proporciona resultados muy precisos en todo el rango de tamaños de fisura, frente a las limitaciones de la MFEL [106].

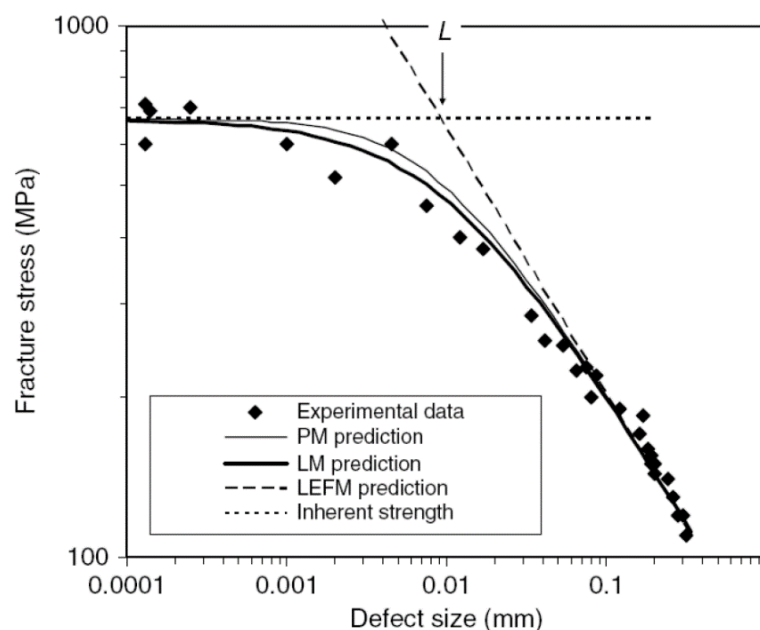


Figura 2.18. Resultados experimentales y predicciones de la MFEL y la TDC en ensayos a fractura de un material cerámico [106].

- La relación entre el radio de entalla, ρ , y la distancia crítica, L : se observa que algunas entallas (u otros concentradores de tensiones) presentan un comportamiento similar al de las fisuras cuando el radio de aquellas se encuentra por debajo de un valor crítico, que coincide con L [107]. Si $\rho/L \ll 1$, el análisis del componente entallado es equivalente al análisis del mismo componente pero con fisura. Si $\rho/L \gg 1$, la tenacidad a fractura de los componentes entallados se estabiliza y el problema puede abordarse a través de un factor de concentrador de tensiones, K_t . En todos los casos, la TDC es capaz de predecir el valor de la tenacidad aparente a fractura de los componentes entallados, como muestra la Figura 2.19.

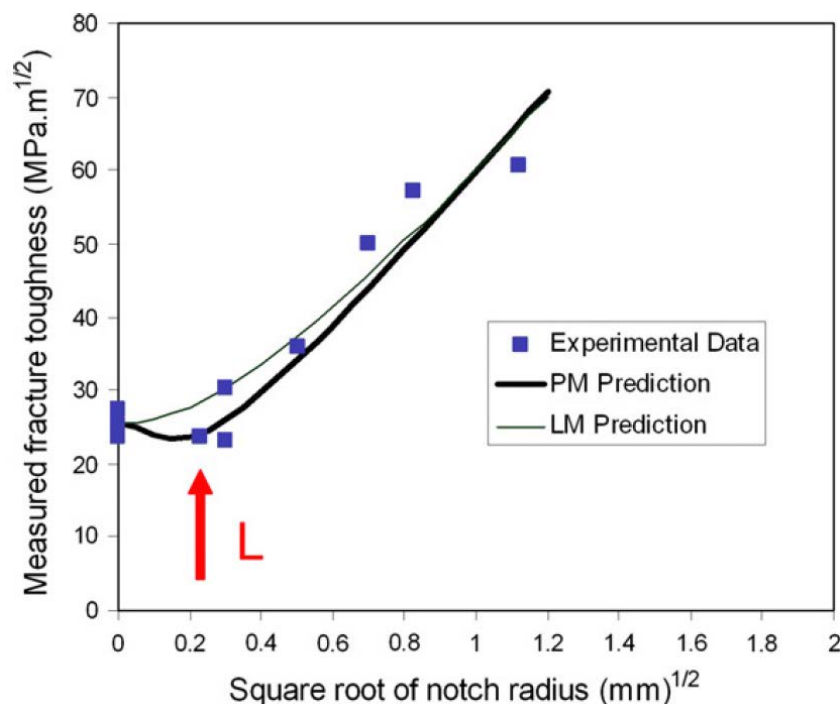


Figura 2.19. Efecto del radio de entalla en la tenacidad a fractura de un acero y predicciones del PM y LM [107].

- La relación entre el tamaño del componente y la distancia crítica, L : en este caso, el parámetro considerado para representar el tamaño del componente es el ancho del mismo en la dirección de propagación de la grieta, W . Esta comparación puede dar lugar a situaciones difíciles de explicar desde el punto de vista físico, en los casos en los que L es mayor que W , puesto que, en estos casos, la TDC emplearía el campo

tensional de regiones que no están en el propio componente. No obstante, la TDC ha desarrollado una compleja aproximación para su empleo en estos casos en la que se considera una L variable con el tamaño del componente [22]. El empleo de este enfoque es útil en componentes de dimensiones reducidas o materiales en los que el valor de la distancia crítica es grande.

- La relación entre la tensión inherente, σ_0 , y la resistencia del material: la tensión inherente es igual a la tensión de rotura, σ_u , en materiales con comportamiento perfectamente elástico-lineal. Este es el caso de los materiales cerámicos y materiales compuestos reforzados con fibras, entre otros [95]. No obstante, los materiales cuyo comportamiento difiere del completamente elástico-lineal (por ejemplo, metales y polímeros), presentan una tensión inherente mayor que la tensión de rotura. Bajo esta premisa, la Figura 2.20 muestra los datos experimentales obtenidos en probetas de PMMA de la relación existente entre el ratio tensión inherente frente a tensión de rotura, σ_0/σ_u , y el factor concentrador de tensiones, K_t . También se representa en línea continua la predicción que ofrece la TDC. Se aprecia que para valores de K_t menores que σ_0/σ_u , la resistencia esperada por la TDC para probetas entalladas es mayor que la resistencia de probetas sin defectos. Esto se traduce, en la práctica, en que hay entallas que se pueden considerar inofensivas.

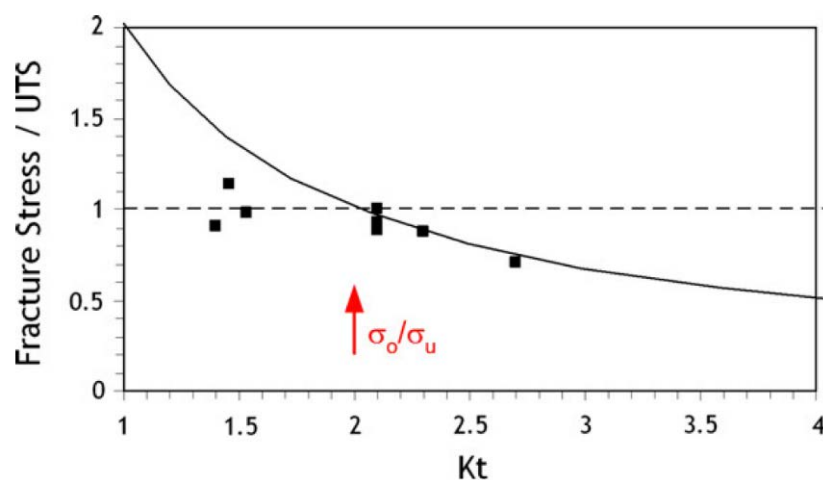


Figura 2.20. Representación gráfica de la relación entre la tensión inherente, σ_0 , y la tensión de rotura, σ_u , frente al factor concentrador de tensiones, K_t , de probetas entalladas de PMMA. En línea continua se muestra la predicción de la TDC [108].

2.2.4 Metodologías

Destacan cuatro metodologías dentro de la TDC que emplean el parámetro L a través de un análisis elástico-lineal: el Método del Punto y el Método de la Línea, PM y LM , respectivamente, basados en el campo tensional en las proximidades del defecto, y el Método de la Fisura Imaginaria (ICM , *Imaginary Crack Method*) y la Mecánica de la Fractura Finita (FFM , *Fracture Finite Mechanics*), basados en el Factor de Intensidad de Tensiones, K .

Las diferentes aproximaciones de la TDC proporcionan predicciones de la tenacidad aparente a fractura de un componente entallado, K_{mat}^N . Los diferentes parámetros que influyen en estas predicciones son la tenacidad a fractura del material (obtenida en presencia de grieta), K_{mat} , y el radio de entalla, ρ . De esta manera, una vez conocida K_{mat} , se puede determinar la tenacidad aparente a fractura en función del radio de entalla. Como condición crítica se establece que:

$$K_I = K_{mat}^N \quad (2.54)$$

siendo K_I el valor empleado por la Mecánica de la Fractura en el análisis de defectos tipo fisura. En definitiva, estas metodologías permiten transformar el problema real de un sólido entallado con una tenacidad a fractura K_{mat} en un problema equivalente de un sólido fisurado con una resistencia aparente a fractura K_{mat}^N .

2.2.4.1 Método del Punto

La metodología más simple de la TDC es el PM , que establece que el fallo tiene lugar cuando la tensión a una distancia del frente del defecto igual a $L/2$, alcanza un valor igual a la tensión inherente, σ_0 [22]. La expresión matemática de esta condición de rotura, en análisis a fractura, resulta:

$$\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \sigma_0 \quad (2.55)$$

De manera análoga, se puede emplear el PM para predecir la resistencia a fatiga, según el siguiente criterio:

$$\Delta\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \Delta\sigma_0 \quad (2.56)$$

donde $\Delta\sigma_0$ es el límite a fatiga.

Para materiales con un comportamiento completamente elástico-lineal, como por ejemplo los materiales cerámicos, el valor de σ_0 coincide con el de σ_u (tensión de rotura), mientras que para otros materiales, como los metales o los polímeros, σ_0 toma valores que superan la tensión de rotura. Cabe destacar, en todo caso, que la tensión inherente es un parámetro característico del material.

Considerando la distribución de tensiones en el plano de la fisura ($\theta = 0$), expresado en la ecuación (2.11), y suponiendo que en rotura la tensión aplicada σ alcanza un valor de σ_f , el campo tensional en función de la distancia al frente de grieta, r , quedará definido en rotura por la siguiente expresión:

$$\sigma(r) = \sigma_f \sqrt{\frac{a}{2r}} \quad (2.57)$$

Aplicando el criterio del *PM*, expresado en la ecuación (2.55), resulta:

$$\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \sigma_f \sqrt{\frac{a}{2\frac{L}{2}}} = \sigma_f \sqrt{\frac{a}{L}} = \sigma_0 \quad (2.58)$$

Sabiendo que en el momento del fallo, el Factor de Intensidad de Tensiones (suponiendo un factor geométrico de la unidad) alcanza un valor de:

$$K = \sigma_f \sqrt{\pi a} = K_{mat} \quad (2.59)$$

y combinando las ecuaciones (2.58) y (2.59), se obtiene:

$$\sigma_f \sqrt{\frac{a}{L}} = \frac{K_{mat}}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a}{L}} = \sigma_0 \quad (2.60)$$

Despejando L , la ecuación de la distancia crítica para el análisis a fractura resulta:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.61)$$

La Figura 2.21 representa la definición de los parámetros de la TDC, es decir, L y σ_0 , de manera gráfica según la definición del *PM*. Bastaría con llevar a rotura dos probetas iguales cambiando únicamente la geometría del concentrador de tensiones (por ejemplo variando el radio de entalla). Los perfiles tensionales de estas dos probetas, en el momento del fallo, han de cortarse en un punto cuyas coordenadas son $(L/2, \sigma_0)$. De esta manera quedan determinados los parámetros de la TDC a través del *PM*.

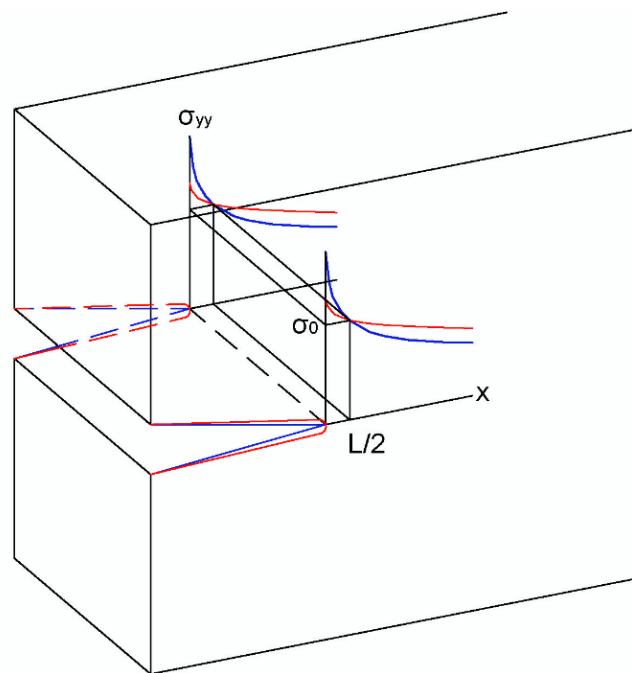


Figura 2.21. Definición de los parámetros de la TDC a través de las curvas tensión-distancia al frente de entalla. Método del Punto.

Una vez calculados los parámetros de la TDC, el *PM* permite realizar predicciones de la capacidad resistente del material en presencia de entallas.

La resistencia a fractura de un componente fisurado es menor que la de un componente entallado. A través de los ensayos normalizados con probetas fisuradas, se obtiene K_{mat} ($K_{mat} = K_{IC}$ si se cumplen una serie de condicionantes). Si estos ensayos se realizan sobre probetas entalladas se obtiene la tenacidad aparente a fractura o K_{mat}^N (el superíndice N proviene de la palabra inglesa *notch*, que significa entalla).

En las predicciones que ofrece la TDC se puede partir de la hipótesis de que el campo tensional en el fondo de entalla es similar al presente en el fondo

de una grieta pero desplazado una distancia x (mitad del radio de entalla, $\rho/2$) en el plano de propagación de la grieta. Esta hipótesis fue propuesta por Creager y Paris [70], resultando la expresión (2.62):

$$\sigma(r) = \frac{K}{\sqrt{2\pi\left(r + \frac{\rho}{2}\right)}} \left(1 + \frac{\rho}{2\left(r + \frac{\rho}{2}\right)}\right) = \frac{K \sqrt{2(r + \rho)}}{\sqrt{\pi} (2r + \rho)^{\frac{3}{2}}} \quad (2.62)$$

donde r es la distancia al fondo de entalla, ρ es el radio de entalla y K es el Factor de Intensidad de Tensiones exhibido en un componente con una grieta de la misma longitud que la entalla.

Combinando el campo tensional en las proximidades de la entalla (ecuación (2.62)) con el criterio que ofrece el *PM* (expresión (2.55)) en situación de rotura, es decir, asumiendo que K_I iguala a K_{mat}^N , se obtiene:

$$K_{mat}^N = K_{mat} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{\frac{3}{2}}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (2.63)$$

La ecuación (2.63) se empleará, una vez calculado K_{mat} y L , para obtener el valor de la tenacidad aparente a fractura en función del radio de entalla.

2.2.4.2 Método de la Línea

El criterio de fallo que utiliza el *LM* establece que la fractura se produce cuando la tensión media a lo largo de una distancia igual a $2L$ desde el fondo de entalla alcanza el valor de la tensión inherente, σ_0 . La expresión analítica que recoge este criterio es:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (2.64)$$

Este método se ilustra en la Figura 2.22. Se observa cómo el área bajo la curva que define el perfil de tensiones, a lo largo de una distancia igual a $2L$, ha de coincidir con σ_0 para que se produzca el fallo.

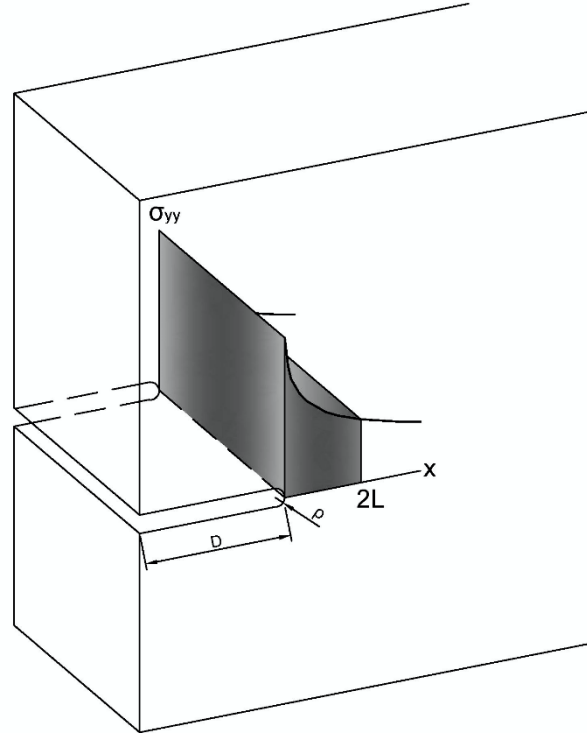


Figura 2.22. Definición de los parámetros de la TDC a través de la curva tensión-distancia al frente de entalla. Método de la Línea.

De manera análoga al análisis a fractura, es posible establecer el criterio de fallo del *LM* para la fatiga:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \Delta\sigma(r) dr = \Delta\sigma_0 \quad (2.65)$$

Tanto el *PM* como el *LM* ofrecen predicciones idénticas en situaciones en las que no hay presencia de defectos o en las que esos defectos son fisuras. No obstante, las predicciones para componentes entallados presentan ciertas diferencias que, en todo caso, no son significativas desde el punto de vista práctico.

Para realizar predicciones de la tenacidad aparente a fractura a través del *LM*, el razonamiento es análogo al realizado para el *PM*. Se combinar el perfil de tensiones de Creager-Paris, ecuación (2.62), con el criterio de fallo del *LM*, ecuación (2.64), en la situación de rotura, $K_I = K_{mat}^N$. De esta manera se obtiene la siguiente expresión:

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (2.66)$$

La expresión (2.66) permite obtener el valor de la tenacidad aparente a fractura de un material mediante el LM , una vez determinados K_{mat} y L , para cualquier radio de entalla (ρ).

La Figura 2.23 muestra cómo las predicciones del PM y las del LM ofrecen resultados similares, presentando una mayor desviación para radios de entalla pequeños. El PM proporciona predicciones de la tenacidad aparente a fractura que se mantienen aproximadamente constantes hasta un valor crítico de ρ , a partir del cual, K_{mat}^N comienza a crecer. Las predicciones del LM son crecientes desde el inicio, a medida que el radio de entalla crece.

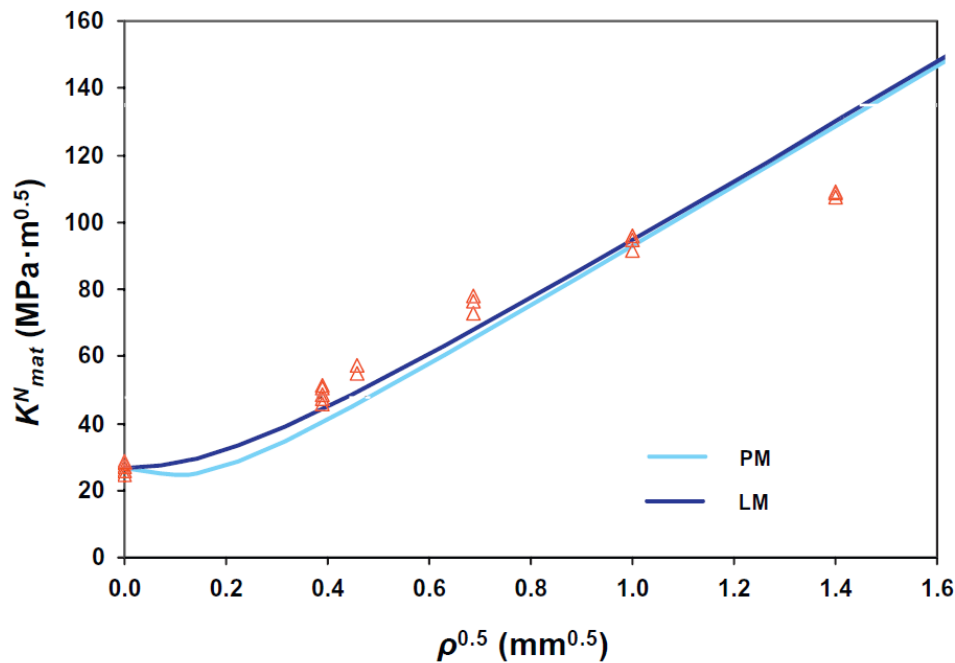


Figura 2.23. Comparación de las predicciones del PM y LM en una aleación de aluminio AL7075 [25].

2.2.4.3 Método de la Fisura Imaginaria

El Método de la Fisura Imaginaria (ICM , por sus siglas en inglés *Imaginary Crack Method*) propone suponer que en el frente de la entalla existe una grieta, teniendo lugar el fallo cuando esta grieta alcanza un valor crítico de K_I que se corresponde con el valor de K_{mat} . Algunos investigadores dudan de que la fisura sea imaginaria, apostando por la existencia física de la misma. No obstante, ante la ambigüedad teórica, se ha asumido que la grieta se considere imaginaria [109].

Este método se desarrolló de manera independiente por varios grupos. En primer lugar, El Haddad [110] empleó esta metodología para el análisis a fatiga de fisuras cortas, Lukas y Klesnil [111] se centraron en el estudio del efecto entalla en análisis a fatiga, y Waddups [112] abordó el efecto entalla en ensayos a fractura de materiales compuestos. La metodología surgió, en todo caso, gracias al estudio del crecimiento de grietas a partir de entallas [113]. Se realizan dos suposiciones: la primera es que existe una fisura desde el fondo de entalla cuya longitud es a_{IMC} ; la segunda es que la propagación de esta fisura se ajusta al comportamiento propio de la MFEL. De esta metodología se deduce que la tensión que causa el fallo en fractura, σ_f , viene dada por la siguiente expresión:

$$\sigma_f = \frac{K_{mat}}{F\sqrt{\pi(a + a_{ICM})}} \quad (2.67)$$

donde F es una constante que depende de la geometría del componente. La longitud de la fisura imaginaria, después de realizar algunas correcciones por la geometría del componente, coincide con L , y proporciona predicciones parecidas a las del LM , que pueden llegar a ser las mismas para el caso particular de grietas pasantes centradas en el material.

2.2.4.4 Mecánica de la Fractura Finita

Este método, denominado en inglés *Finite Fracture Mechanics*, *FFM*, se ha desarrollado recientemente y puede considerarse una variante de la TDC [114,115]. En este enfoque, el balance de energía de Griffith se modifica suponiendo que el crecimiento de fisura tiene lugar mediante incrementos finitos de longitud de la misma, Δa , en lugar de los análisis convencionales que suponen un crecimiento infinitesimal del defecto. El criterio de fallo resultante puede expresarse de la siguiente manera:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{G_{mat}E}{\pi\left(a + \frac{\Delta a}{2}\right)}} = \frac{K_{mat}}{\sqrt{\pi\left(a + \frac{\Delta a}{2}\right)}} \quad (2.68)$$

Los resultados muestran que el valor más preciso para esta propagación finita es una longitud de $2L$, pudiendo requerir correcciones por geometría.

También se ha demostrado que este método proporciona predicciones iguales que el *LM* cuando las entallas son afiladas, y resultados similares cuando estas presentan un mayor grado de enromamiento [109].

2.3 FISURACIÓN INDUCIDA POR AMBIENTE

Todos los procesos de fisuración subcrítica producidos bajo la acción conjunta de tensiones de tracción y un ambiente agresivo en un material susceptible a dicho ambiente, se recogen bajo el término Fisuración Inducida por Ambiente, FIA (*EAC*, de la notación inglesa *Environmentally Assisted Cracking*) [6,116]. La Figura 2.24 representa los factores que han de coexistir para que se produzcan procesos de FIA. La acción combinada y sinérgica de estas condiciones unido a cinéticas muy lentas pueden provocar procesos de fisuración subcrítica que conducen a roturas frágiles e inesperadas incluso cuando las tensiones de trabajo son inferiores al límite elástico del material.

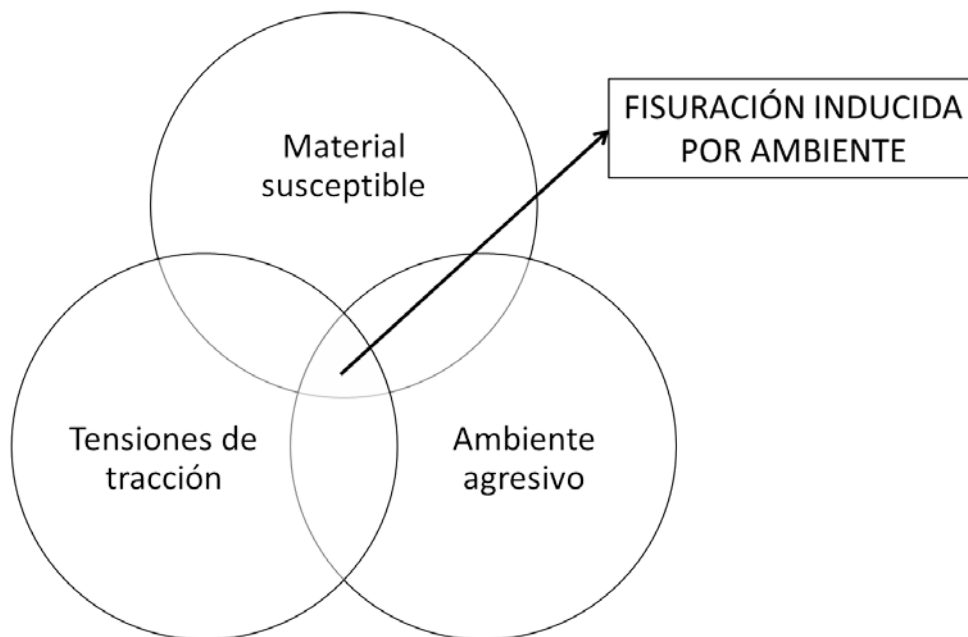


Figura 2.24. Factores necesarios para la existencia de Fisuración Inducida por Ambiente (FIA).

La tensión, inferior al límite elástico, que ha de ser superada para que se produzcan fenómenos de Fisuración Inducida por Ambiente (FIA) se conoce como tensión umbral, σ_{EAC} . Este valor puede variar para un mismo material

debido a la dualidad material-ambiente, lo que provoca que cada combinación particular material-ambiente sea estudiada de manera individual [117].

La denominación FIA o *EAC* surge a partir de 1990, como así se recoge en la norma ASTM E1681 [118]. Hasta entonces, la nomenclatura utilizada, que aún hoy en día se emplea, era Corrosión Bajo Tensión (CBT) o *Stress Corrosion Cracking* (SCC).

Dependiendo del ambiente y de la interacción con el material, la FIA se puede clasificar de varias formas, entre las cuales destaca la Fisuración Inducida por Hidrógeno, FIH (*Hydrogen Assisted Cracking, HAC*), y fragilización por hidrógeno, FH (*Hydrogen Embrittlement, HE*), por su importancia dentro de la industria de extracción de petróleo, industria nuclear, estructuras off-shore... [5,6]. Debido a su relevancia y sus potenciales aplicaciones, esta Tesis Doctoral estudiará el comportamiento de componentes entallados sujetos a fenómenos de Fragilización por Hidrógeno y su análisis mediante la TDC.

2.3.1 Fragilización por Hidrógeno

La Fragilización por Hidrógeno (FH) es un fenómeno complejo que afecta a una gran variedad de materiales. Reduce significativamente la ductilidad y la capacidad resistente de los mismos y es capaz de causar la rotura y fallos catastróficos con tensiones por debajo del límite elástico [119].

Los efectos perjudiciales que el ambiente producía en el acero fueron descubiertos en la década de 1870. El primer nombre que explicaba este fenómeno fue “hidrógeno en los espacios que impide el movimiento de las moléculas de hierro” [1]. Desde entonces se ha realizado un gran esfuerzo en caracterizar y entender el fenómeno de la FH en los materiales, pero ha sido en los últimos 50 años donde se han conseguido los mayores avances de la mano de los progresos en la tecnología [120].

Es habitual referirse a todos los procesos de fractura causados por el hidrógeno como FIH. El término utilizado cuando la FH se produce por cargas cíclicas es “Fatiga Asistida por Hidrógeno”. Existen otros términos específicos para la industria. Por ejemplo, *HACC (Hydrogen Assisted Cold Cracking)* o

“Fisuración en Frío Asistida por Hidrógeno”, que se utiliza en el ámbito de la soldadura cuando el fallo se produce al enfriar la soldadura hasta temperatura ambiente. En la industria del gas y petróleo se emplea la nomenclatura “Fisuración Orientada e Inducida por Hidrógeno” (*Stress-Oriented Hydrogen-Induced Cracking*) para definir un tipo de fractura que presenta una morfología escalonada debido a las inclusiones distribuidas a lo largo de la dirección de laminación del metal. La expresión *EHE* (*Environmental Hydrogen Embrittlement*) se utiliza frecuentemente cuando el fallo tiene lugar en estructuras bajo condiciones de protección catódica. Por último, otras formas menos comunes de daño causado por hidrógeno son “ataque por ampollas” (*Blistering*) y “ataque por hidrógeno” (*Hydrogen Attack*).

2.3.1.1 Generación del hidrógeno

El hidrógeno es un elemento que puede introducirse y deteriorar un gran número de sistemas metálicos. Este proceso puede llevarse a cabo tanto durante la fabricación o manufactura del componente como durante el servicio del mismo. A su vez, el hidrógeno aportado desde el exterior puede incorporarse en forma gaseosa o en forma de disolución. En este último caso, el hidrógeno del ambiente que rodea al material puede originarse por la disociación de soluciones ácidas o por reacciones electroquímicas, propiciando la adsorción del hidrógeno atómico (H) y su posterior difusión preferente hacia las zonas cuyo estado de triaxialidad tensional es importante. Debe destacarse el especial efecto fragilizador que aparece en las proximidades del frente de fisura o de entalla [5]. Una vez localizado el hidrógeno en esas zonas, la fragilización en el material se produce por el efecto del hidrógeno sobre la energía superficial necesaria para iniciar la propagación de fisuras [121,122].

La FIH se manifiesta en forma de fractura preferentemente frágil causada por la penetración y la difusión de los átomos de hidrógeno en la microestructura del material. El hidrógeno suele estar presente por la reducción del agua (o ácido), como se representa a continuación:



y



en disoluciones neutras y ácidas, respectivamente. Antes de la formación de la molécula de hidrógeno, hay un tiempo significativo de permanencia del átomo de hidrógeno en la superficie del material. Dicho tiempo puede verse aumentado en presencia de venenos catódicos, presentes en la disolución, como pueden ser S^{2-} y As^{3+} [6,117].

Otras fuentes importantes y frecuentes de generación de hidrógeno son las diferentes técnicas de protección frente a la corrosión de componentes que operan en presencia de ambientes agresivos, y que implican la existencia de ánodos de sacrificio y de dispositivos que aplican corriente a los elementos a proteger. Entre estas técnicas, la más común es la protección catódica.

Esta técnica conocida como protección catódica presenta la gran desventaja de producir Fragilización por Hidrógeno en los metales. La protección catódica se empleó de manera extensiva a partir de la década de 1920 y, en la actualidad, se emplea en multitud de situaciones en las que es necesario prevenir la corrosión de las estructuras en ambientes agresivos acuosos [6].

La protección catódica disminuye la velocidad de corrosión de un metal por polarización catódica del mismo. En el caso de los aceros, la reacción anódica del material en un electrolito neutro es:



el oxígeno se reduce en la superficie del metal, siendo la reacción catódica:



La polarización catódica reduce la velocidad de la semirreacción (2.71) a través de la imposición de un potencial (o densidad de corriente) que sitúa al material en la zona de inmunidad frente a la corrosión. De esta forma se aumenta la reducción del oxígeno y la producción de OH^{-} según la reacción (2.72). Como efecto no deseado se produce un exceso de hidrógeno causante de la fragilización.

En disoluciones con condiciones de pH extremas o bajo condiciones de reducción catódica, el hidrógeno evoluciona por reducción directa del agua, según la expresión (2.69), pudiéndose expresar también de esta manera en la que el hidrógeno está en forma molecular:



En estas condiciones, el hidrógeno es capaz de dañar las capas protectoras que recubren el acero y permanecer en la superficie del material. Si el tiempo de permanencia en la superficie es lo suficientemente grande, el hidrógeno penetra en el metal y difunde hacia zonas de mayor estado tensional produciendo la fragilización por hidrógeno. Este tiempo de permanencia del hidrógeno en la superficie del metal puede verse de nuevo favorecido por la presencia de “venenos catódicos” como, por ejemplo, el arsénico y el azufre [117].

Otras fuentes de hidrógeno son las soluciones usadas para limpiar y aplicar recubrimientos protectores así como operaciones de decapado, fosfatado o limpieza catódica. Las soldaduras pueden convertirse en fuente generadora de hidrógeno cuando la atmósfera inerte que protege la soldadura se desvirtúa y deja de realizar su función, favoreciendo así la entrada del hidrógeno. En vasijas y recipientes a presión, los átomos de hidrógeno gaseoso a altas presiones son adsorbidos a través de la superficie del metal, provocando la fragilización. Este tipo de adsorción de hidrógeno es frecuente en la industria espacial, así como en las industrias nuclear y petroquímica.

2.3.1.2 Susceptibilidad de los materiales

Generalmente, los aceros de alta resistencia son mucho más susceptibles a la FH en presencia de un ambiente agresivo [123]. No obstante, dependiendo del medio, metales de menores resistencias pueden padecer fenómenos de FH. Los casos más frecuentes en los que aparece este fenómeno suelen ser los relacionados con la industria aeroespacial, industria nuclear, recipientes a presión, industria de transporte y extracción de petróleo y la industria off-shore, entre otros [124].

Los aceros de alta resistencia, especialmente aquellos con microestructura martensítica, con límites elásticos por encima de 1400 MPa y durezas mayores a 38 en la escala Rockwell C, son extremadamente susceptibles a la fragilización por hidrógeno. El fallo en estos aceros puede ocurrir con concentraciones de hidrógeno en torno a 0.5-1 ppm. Los aceros ferríticos precisan de concentraciones mayores de hidrógeno (5-10 ppm) para que el daño por hidrógeno sea significativo. Las aleaciones de titanio con microestructura α - β son vulnerables a la afección del hidrógeno cuando la concentración del mismo es mayor de 100 ppm. Algunos materiales apenas presentan susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno, entre ellos destacan las aleaciones de níquel, aleaciones de aluminio y aleaciones de cobre [120].

La activación de los mecanismos de FH y sus efectos en la degradación de las propiedades mecánicas de los materiales, especialmente en los aceros, depende de varios factores [125,126]:

- Tensiones aplicadas y tensiones residuales.
- Factor de Intensidad de Tensiones.
- Contenido de hidrógeno [H], carga de hidrógeno, coeficiente de difusión.
- Presión exterior de hidrógeno gaseoso.
- Temperatura.
- Velocidad de desplazamiento o de deformación aplicada.
- La resistencia del material.
- Tiempo de exposición al ambiente agresivo.
- Microestructura del material.
- Solución en contacto con el metal.
- Tratamiento térmico del material.

Controlar estas variables y reproducirlas en los ensayos de laboratorio a la hora de caracterizar un material en un determinado ambiente agresivo es imprescindible para que los resultados se ajusten a las situaciones reales.

2.3.1.3 *Mecanismos de fallo*

El estudio de los mecanismos de fallo provocado por el hidrógeno es necesario para conocer las condiciones de iniciación de grietas y el crecimiento de las mismas. Los mecanismos de fallo más importantes se pueden clasificar de varias maneras. Así, autores como Gangloff o Hirth [127,128] lo clasifican de manera general en dos mecanismos:

- *IHE (Internal Hydrogen Embrittlement)* o “Fragilización Interna por Hidrógeno”, también denominada *IHAC (Internal Hydrogen Assisted Cracking)*. Los átomos de hidrógeno penetran en la microestructura del metal durante los procesos de fabricación (soldadura, fundición, tratamientos químicos superficiales, tratamientos térmicos...) o por la exposición a un ambiente agresivo en presencia de hidrógeno (reacciones electroquímicas por polarización catódica, exposición a un ambiente agresivo gaseoso a altas temperaturas...). Cuando el metal cargado en hidrógeno es sometido a tensiones, que originan una redistribución del hidrógeno disuelto en el material desplazando los átomos de hidrógeno hacia el frente del defecto, se origina el crecimiento subcrítico de fisuras. El fallo se produce por la acción de tensiones (aplicadas o residuales) muy por debajo del límite elástico del material.
- *HEE (Hydrogen-Environment Embrittlement)* o “Fragilización por el Hidrógeno del Ambiente”. Comprende la acción conjunta de cargas mecánicas y reacciones químicas. Los átomos de hidrógeno se generan en las superficies limpias cercanas al frente del defecto. Posteriormente se produce la adsorción del hidrógeno lo que provoca la fragilización del metal. En este caso, el crecimiento subcrítico de fisuras se produce por la presencia de un ambiente agresivo, comúnmente sulfuro de hidrógeno. Otro término que se emplea para describir este fenómeno de manera menos frecuente es *HEAC (Hydrogen Environment Assisted Cracking)*.

No obstante, una clasificación más específica y actual de los mecanismos se recoge en [120,124], y se detalla a continuación:

- *HEDE (Hydrogen Enhanced Decohesion Mechanism)*: esta teoría de descohesión fue propuesta por Pfeil [129] y, posteriormente, por Troiano [130]. Se basa en la reducción de las fuerzas cohesivas de un material en la zona próxima al frente de grieta debido a la introducción de átomos de hidrógeno. La descohesión tiene lugar cuando se alcanza una tensión o deformación crítica. Cuando átomos de hidrógeno están disponibles alrededor del material y este está sometido a tensiones, los átomos de hidrógeno difunden hacia el interior del material, reduciendo las fuerzas de cohesión en el frente de fisura y provocando un fallo por clivajes, como se representa en la Figura 2.25.

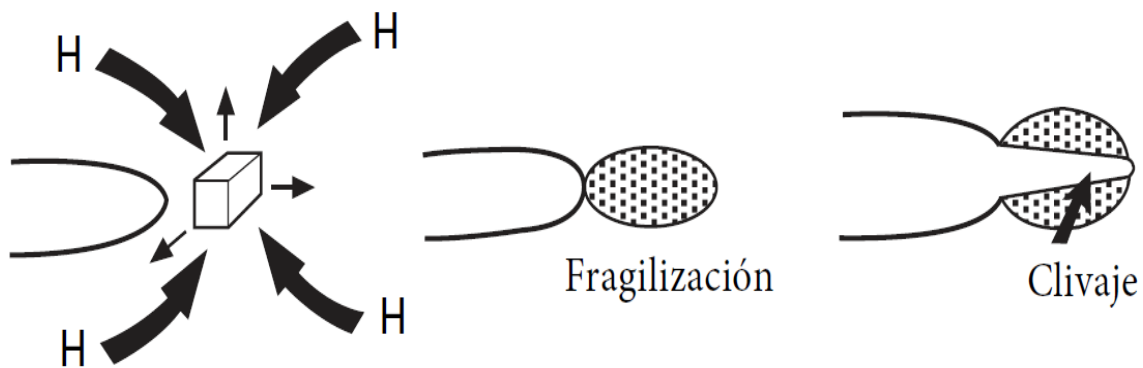


Figura 2.25. Representación de la propagación subcrítica de fisura y la difusión del hidrógeno hacia zonas tensionadas [120].

- *HELP (Hydrogen Enhanced Local Plasticity)*: este modelo se presentó en 1972 [131], con una gran aceptación. En este mecanismo, el hidrógeno acumulado cerca del frente de fisura facilita el movimiento de las dislocaciones. El movimiento local de las dislocaciones es posible a bajas tensiones por la reducción de las propiedades mecánicas causada por el hidrógeno.

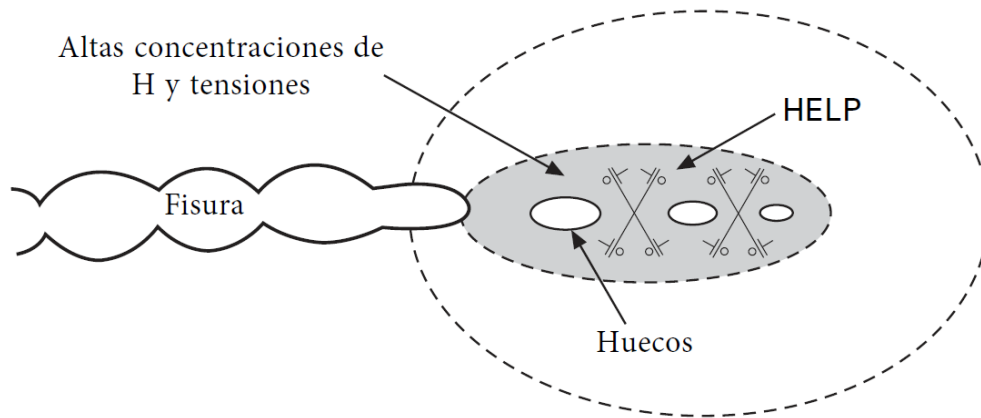


Figura 2.26. Diagrama del mecanismo HELP [120].

- *AIDE (Adsorption-Induced Dislocation Emission)*: este mecanismo fue propuesto por Lynch en 1979 [132]. Básicamente, esta teoría es una combinación del *HEDE* y el *HELP*. El hidrógeno atómico es adsorbido en la superficie del material en la zona de mayor estado tensional, como por ejemplo el frente de una fisura. La adsorción del hidrógeno provoca la debilitación de las fuerzas interatómicas o cohesivas del material por mecanismos *HEDE*, y facilita las dislocaciones desde el frente de fisura y, consecuentemente, el crecimiento de grieta por mecanismos *HELP*. La Figura 2.27 muestra cómo en este mecanismo el crecimiento de grieta y la fractura final ocurren por los efectos combinados de los clivajes y las dislocaciones en el frente de grieta, unido a la coalescencia de microhuecos.
- *HEMP (Hydrogen Enhanced Macroscopic Plasticity)*: el hidrógeno influye en las propiedades mecánicas del material si la concentración del mismo es suficientemente grande, así como si el volumen del componente está en contacto con él. Esta influencia puede llevar consigo una reducción del límite elástico y, consecuentemente, una plastificación temprana conocida como *HEMP*.
- *HAM (Hydrogen Assisted Microfracture)*: el hidrógeno cambia el micromecanismo de fallo del material de un fallo dúctil a frágil. La ductilidad del material se va reduciendo a medida que el mismo se va cargando en hidrógeno, alterando el mecanismo de fallo a escala microscópica, lo que se conoce como *HAM*.

- *DHF (Decohesive Hydrogen Fracture)*: se produce, básicamente, cuando una fractura frágil, que ha sido iniciada por el efecto de la descohesión que causa el hidrógeno, provoca la fractura final del material.

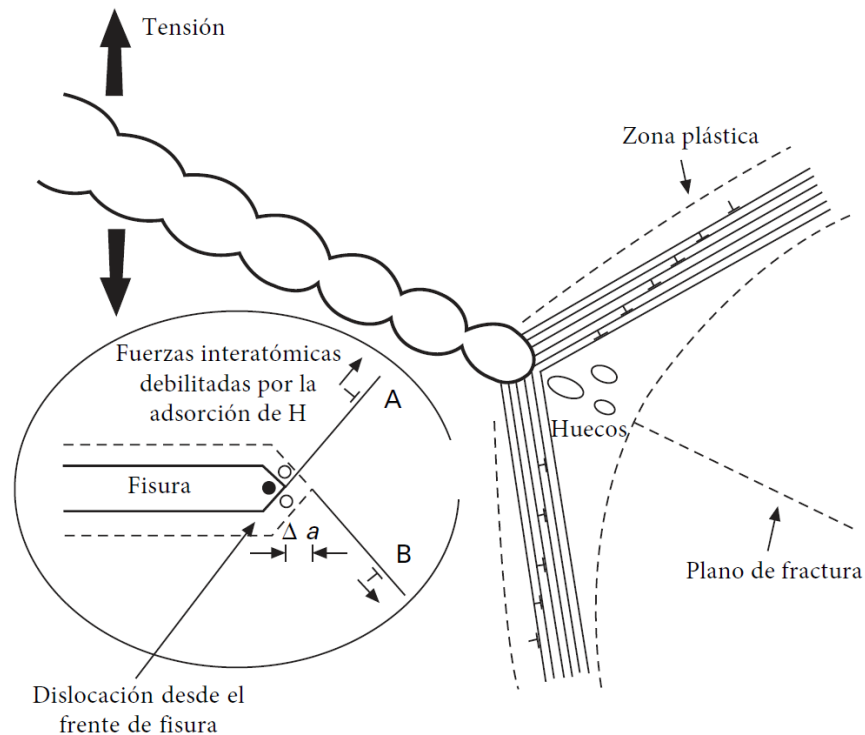


Figura 2.27. Esquema ilustrativo del mecanismo AIDE [120].

Por último, es necesario remarcar que, de manera frecuente, los mecanismos de fallo por hidrógeno están causados por una combinación de varios mecanismos, recibiendo el nombre de *MF* o fractura mixta (*Mixed Fracture*).

2.3.1.4 Trampas de hidrógeno

Los átomos de hidrógeno difunden a través de la red cristalina del hierro cuando existe una diferencia de concentración local del mismo. En el proceso de movimiento a través de la red, el hidrógeno encuentra una serie de elementos singulares que actúan como trampas capaces de acumular cantidades importantes de este elemento.

Las trampas de hidrógeno se clasifican por su energía de activación en reversibles e irreversibles. Las primeras, que tienen menor energía de activación,

acumulan parte del hidrógeno pero no lo inmovilizan de forma permanente, permitiendo que el hidrógeno continúe siendo móvil. En este tipo de trampas se incluyen los bordes de grano, las dislocaciones y los bordes de fase ferrita-cementita. Por su parte, las trampas irreversibles atrapan el hidrógeno de forma permanente, imposibilitando la difusión del mismo. Entre estas trampas se encuentran algunos tipos de dislocaciones y los precipitados de carburo de titanio, vanadio, etc.

La presencia de trampas hace aumentar la solubilidad del hidrógeno pero disminuye la difusividad. Las trampas irreversibles, al acumular gran cantidad de hidrógeno, hacen que el contenido global del mismo pueda ser alto sin que el hidrógeno difusible (que favorece la FH) alcance valores apreciables. Por este motivo, la medida del contenido de hidrógeno acumulado no es un valor definitivo a la hora de clasificar el grado de fragilización que ha sufrido un acero. La Figura 2.28 presenta un esquema de los tipos de trampas y lugares singulares que interactúan con el hidrógeno en su proceso de fragilización [133,134].

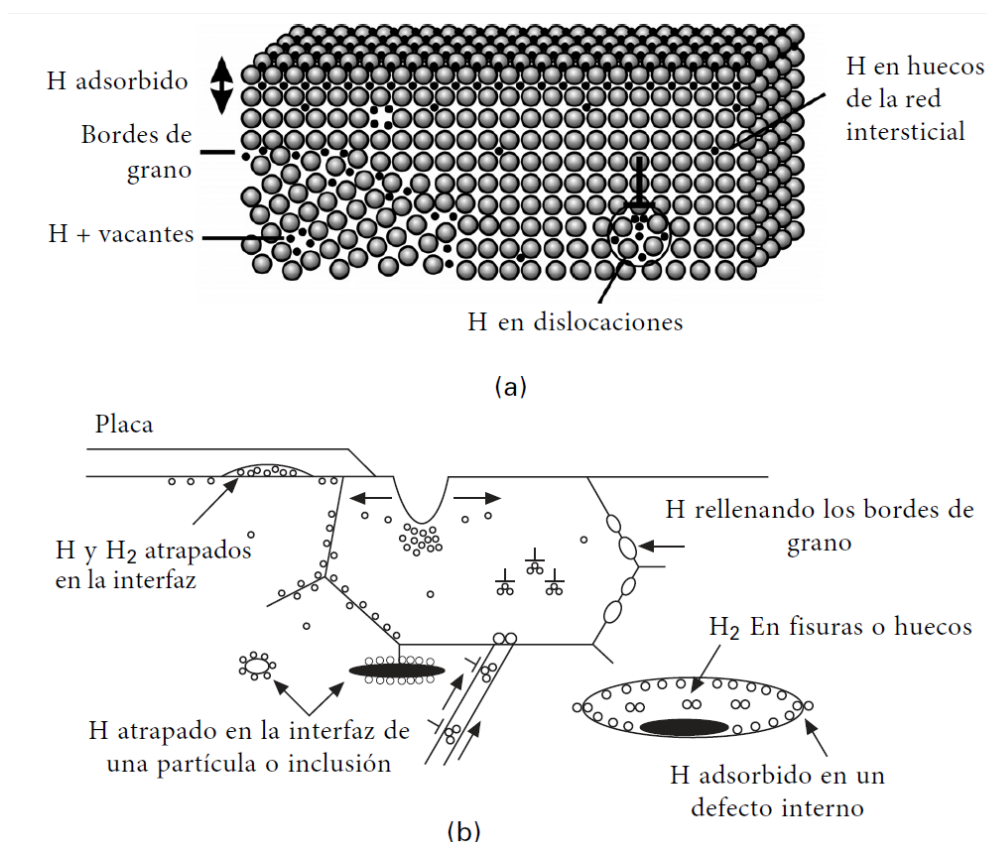


Figura 2.28. Sitios y trampas de hidrógeno en los materiales: a) nivel atómico; b) nivel microscópico [133].

2.3.1.5 Difusión del hidrógeno

La difusión del hidrógeno en un metal depende, principalmente, de la microestructura cristalina del mismo y de la temperatura, y se cuantifica con el coeficiente de difusión de hidrógeno, D . A temperatura ambiente, este parámetro puede llegar a ser 4 o 5 órdenes de magnitud más grande en los metales con estructura cúbica centrada en el cuerpo (*bcc*) que en aquellos metales que presentan estructura cúbica centrada en las caras (*fcc*) o estructura hexagonal (*hcp*).

La Figura 2.29 representa la variación del coeficiente de difusión del hidrógeno en metales en función de la temperatura, apreciándose las diferencias en función de la estructura cristalina que posee cada metal [135].

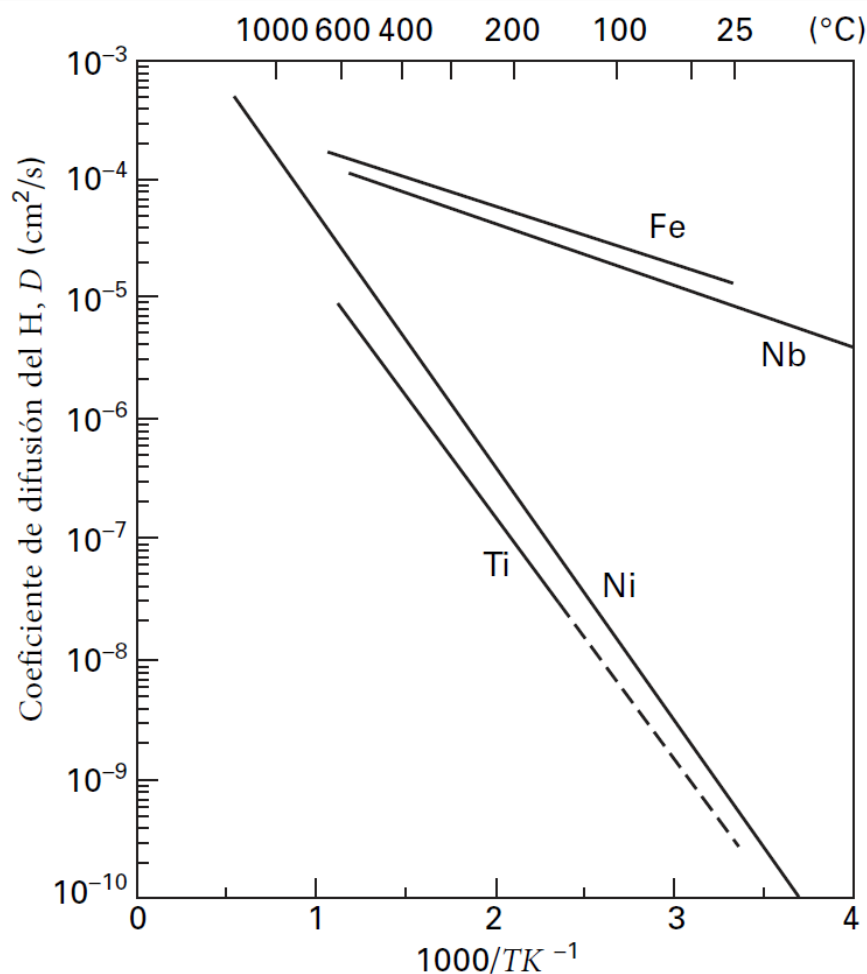


Figura 2.29. Coeficientes de difusión del Fe y Nb (*bcc*), Ni (*fcc*) y Ti (*hcp*) en función de la temperatura [120].

El coeficiente de difusión del hidrógeno aumenta con la temperatura, presentando una mayor sensibilidad en los metales con estructura cúbica centrada en las caras (*fcc*) y hexagonal (*hcp*). Esto es debido a que el factor de empaquetamiento en estos últimos es muy superior, dificultando el avance del hidrógeno a través de la red. Otro factor importante que afecta al coeficiente de difusión es la presencia de trampas, que provocan un descenso en dicho coeficiente al atrapar parte del hidrógeno que se mueve por la red cristalina.

2.3.2 Ensayos de caracterización

Es importante prevenir los procesos de FIA de los componentes en servicio y reducir la probabilidad de aparición de un fallo inesperado sin ser innecesariamente conservadores. Con esta finalidad surgen los ensayos en laboratorio. La prevención de la FIA ha de basarse tanto en la experiencia como en ensayos de laboratorio, puesto que no existen enfoques analíticos genéricos que elaboren predicciones del comportamiento del material en un ambiente determinado. Los enfoques actuales estipulan que los resultados a corto plazo, obtenidos en ensayos en laboratorio, pueden ser extrapolables para predecir el comportamiento de los componentes a largo plazo. De manera genérica, los ensayos de caracterización frente a FIA consisten en aplicar tensiones a un elemento representativo de material (una probeta), expuesto a un ambiente agresivo para dicho material, y obtener los parámetros necesarios para predecir el comportamiento del componente en servicio.

Los ensayos utilizados para caracterizar procesos de FIA determinan una serie de parámetros de utilidad y relevancia a la hora de predecir de forma fiable el comportamiento en servicio de una estructura o componente. Por ello, los ensayos han de reproducir de la manera más real posible la dualidad material-ambiente, así como las condiciones particulares que se puedan presentar en la práctica (por ejemplo, la temperatura).

Los primeros ensayos que se realizaron (en la década de 1960) consistían en evaluar la susceptibilidad de los materiales a ambientes muy agresivos (por ejemplo en una disolución de $MgCl_2$ a altas temperaturas [136]), cuantificando el tiempo hasta rotura que presentaba una probeta lisa sometida a

un determinado estado tensional. Los ensayos, que se realizan bajo carga o desplazamiento constante, terminan con la rotura de la probeta o con el transcurso del tiempo estipulado de ensayo sin que se produzca el fallo. Mediante este procedimiento se asegura que no se producen procesos de FIA a tensiones inferiores al mayor estado tensional que aguanta la duración del ensayo sin producir la rotura de la probeta [5,137]. La desventaja de este tipo de metodología es que no hace distinción entre los procesos de iniciación y propagación de la grieta. La Figura 2.30 representa un ensayo tensión-tiempo hasta rotura ($\sigma-t_r$) para caracterizar procesos de FIA. El parámetro obtenido es σ_{EAC} , que se define como la tensión umbral por debajo de la cual no se produce el fallo por FIA.

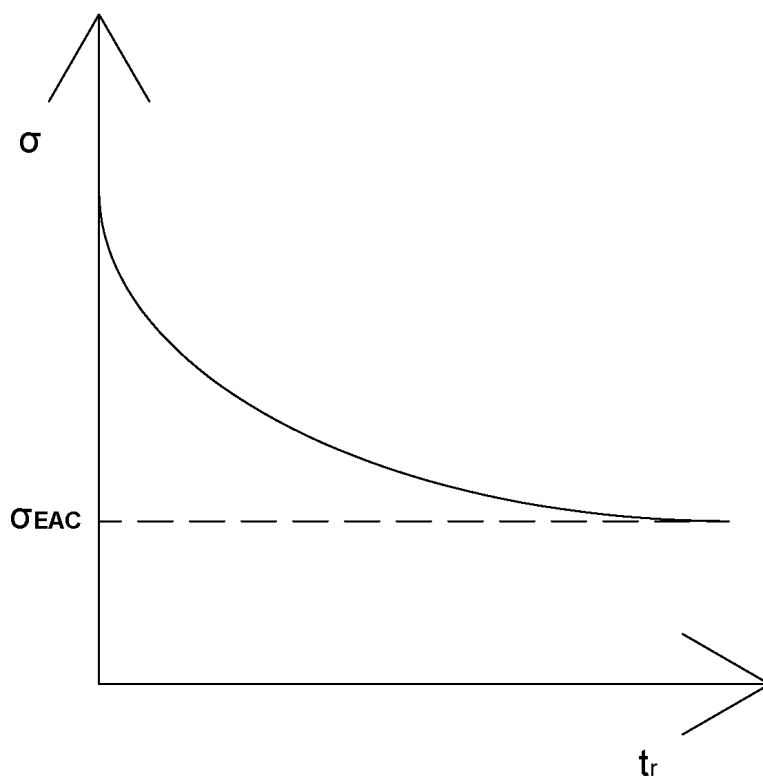


Figura 2.30. Representación gráfica de un ensayo tensión-tiempo hasta rotura por FIA.

Este tipo de metodología experimental presenta la carencia de no representar el comportamiento en presencia de fisuras, aspecto que presenta una gran importancia por dos razones. En primer lugar, la presencia de grietas en componentes que se encuentran en ambientes agresivos es frecuente y, en segundo lugar, se trata de una estimación insegura al incluir en la vida del

material el tiempo de iniciación de grieta, el cual no existe en caso de fisuras preexistentes.

Esta problemática se resuelve con el desarrollo de la Mecánica de la Fractura. A partir de este hecho, el concepto de ensayos para caracterizar materiales frente a FIA cambia radicalmente, centrando ahora el interés en probetas prefisuradas por fatiga con el objeto de obtener el parámetro K , ya que define el campo tensional en las proximidades de la grieta. Este cambio supuso un gran avance, debido a que se implementaba un criterio de fallo para estructuras, las cuales frecuentemente presentaban defectos por fabricación o durante la puesta en servicio, y permitía determinar cuán grande ha de ser la fisura para que los procesos de FIA causen el fallo en la misma. La evolución de estos ensayos derivó en la obtención de la curva $da/dt-K$, que determinaba la velocidad de crecimiento de la grieta en función del Factor de Intensidad de Tensiones aplicado. De esta manera, como muestra la Figura 2.31, se distinguen tres zonas.

- Zona I: para valores de K inferiores a K_{IEAC} , en la cual no están presentes fenómenos de FIA (o EAC). El parámetro K_{IEAC} determina el Factor de Intensidad de Tensiones umbral, por debajo del cual no se produce la propagación de fisuras por FIA.
- Zona II: comprendida entre K_{IEAC} y K_{mat} , en la que se produce una propagación subcrítica de la grieta a una velocidad de crecimiento de grieta, da/dt , prácticamente constante.
- Zona III: valores de K superiores a K_{mat} , en la cual se produce la fractura final.

Para cada combinación material-ambiente agresivo, estos parámetros pueden cambiar, incluso no estar perfectamente definidos, por lo que no se puede caracterizar de manera genérica un material en FIA, sino que dependerá de la combinación de material y ambiente bajo estudio.

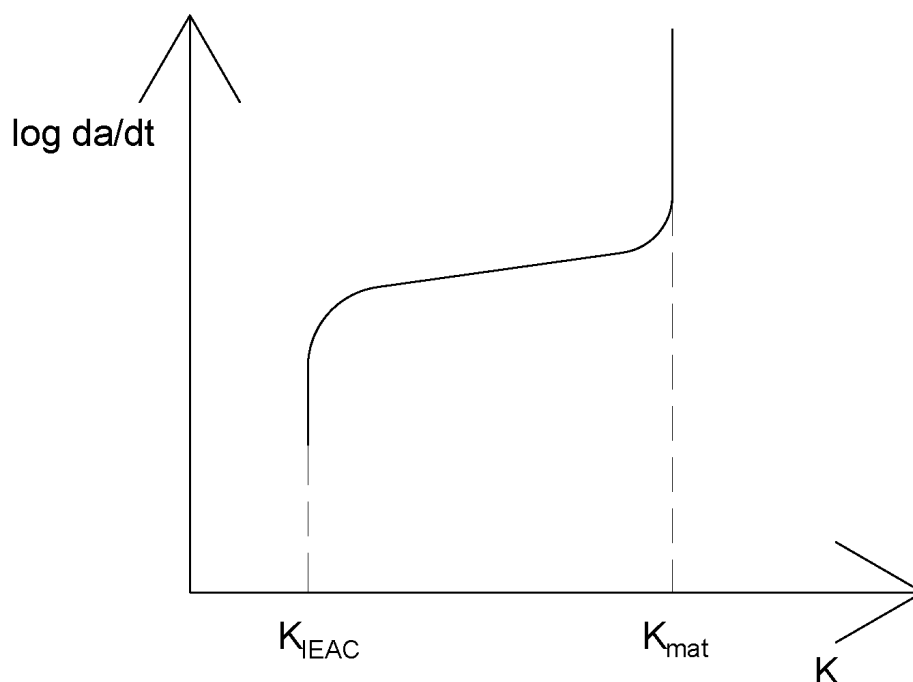


Figura 2.31. Esquema de velocidad de crecimiento de grieta en función de K en un proceso de fisuración asistida por ambiente.

Los ensayos para la caracterización de materiales en FIA se pueden clasificar dependiendo de la tipología de probeta y de la manera de aplicar la sollicitación. Los principales son los ensayos con probetas de tracción uniaxial, ensayos con probetas preagrietadas, ensayos con probetas de flexión, probetas en forma de U y probetas en forma de C. Una vez elegida la tipología de probeta en función del parámetro que se va a calcular, es necesario discernir entre ensayos a carga constante, a deformación constante o a baja velocidad de deformación (o desplazamiento), lo que se conoce como *Slow Strain Rate Tests*.

Los ensayos a baja velocidad de desplazamiento caracterizan, de manera rápida y fiable los materiales en procesos de FIA, ya que permiten que el ambiente gobierne el comportamiento del material. Las velocidades de deformación de estos ensayos pueden oscilar entre 10^{-6} - 10^{-9} s $^{-1}$. Los ensayos a velocidades más altas pueden no proporcionar el tiempo suficiente como para que el ambiente agresivo tenga el efecto deseado en el material, y los ensayos a carga constante pueden llegar a presentar una excesiva duración (ensayos de más de 10000 horas).

2.3.2.1 Ensayos de tracción uniaxial

El objetivo de este ensayo es cuantificar el valor de la tensión, por debajo de la cual no se produce la rotura del material en el ambiente de ensayo (σ_{EAC}). Para ello, se somete una probeta a una sollicitación constante o deformación constante (puede ser una velocidad muy baja de deformación). La Figura 2.32 muestra la configuración de un ensayo de tracción uniaxial en ambiente agresivo bajo condiciones de deformación constante.

Existe una gran variedad de normas que regulan estos ensayos, destacando por su importancia la norma americana ASTM G49 [138] y la europea ISO 7539 [139].



Figura 2.32. Dispositivo empleado en ensayos de tracción uniaxial en condiciones de FIA [140].

2.3.2.2 Ensayos con probetas prefisuradas

Esta tipología de ensayo es la que más información aporta sobre el comportamiento del material en procesos de FIA. El ensayo precisa de una probeta previamente agrietada por fatiga (la casuística de probetas empleadas

es grande, como muestra la Figura 2.33), la cual es sometida a un estado tensional que provoca la propagación de la fisura, hasta la rotura final. Este estado tensional puede ser causado mediante una tensión constante, una deformación constante o con ensayos a baja velocidad de deformación o desplazamiento, siendo estos últimos los ensayos más empleados.

El ensayo proporciona mucha información y sirve para determinar varios parámetros. En primer lugar, bajo unas condiciones geométricas específicas, es posible determinar el valor del Factor de Intensidad de Tensiones umbral o K_{IEAC} . Además, el otro parámetro obtenido en estos ensayos es la velocidad de propagación de grieta, da/dt .

PRECRACKED SPECIMEN GEOMETRIES FOR STRESS CORROSION TESTING

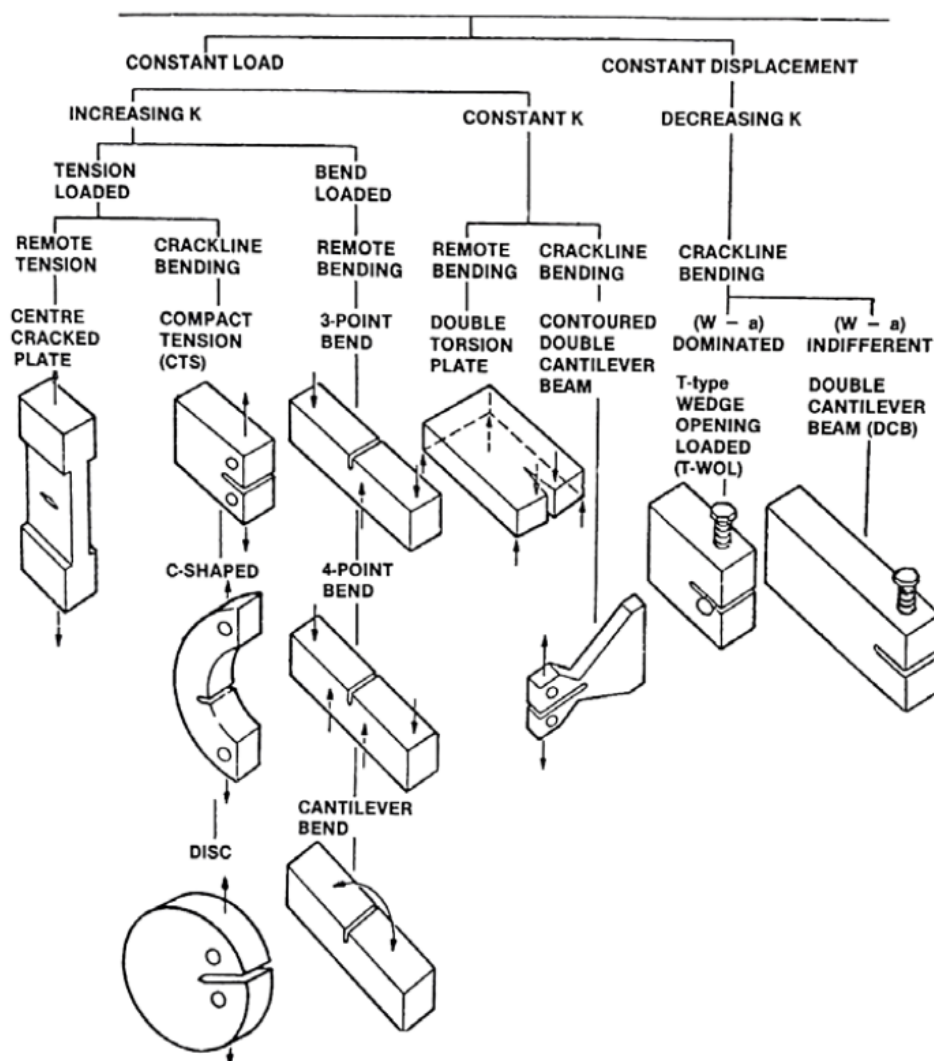


Figura 2.33. Casuística de probetas preagrietadas para ensayos de FIA [140].

Las principales normas internacionales que regulan estos ensayos son la ISO 7539 [139] y la ASTM E1681 [118].

2.3.2.3 Ensayos de flexión

Estos ensayos se basan en aplicar una sollicitación para doblar una probeta, de tal manera que quede encajada en una plantilla específica impidiendo que la probeta recupere su forma inicial. Tanto la probeta como el utillaje necesario para doblarla, están sometidos a condiciones de ambiente agresivo.

Dependiendo de cómo sea la plantilla y de la interacción con la probeta a través de los puntos de aplicación de la carga, se distinguen varios tipos de ensayo de flexión: flexión en dos puntos, en tres puntos, en cuatro puntos y probetas de doble hoja (ver Figura 2.34).

Es un ensayo sencillo de realizar pero con un complejo sistema tensional, que va decreciendo a medida que la grieta propaga hasta la rotura final.

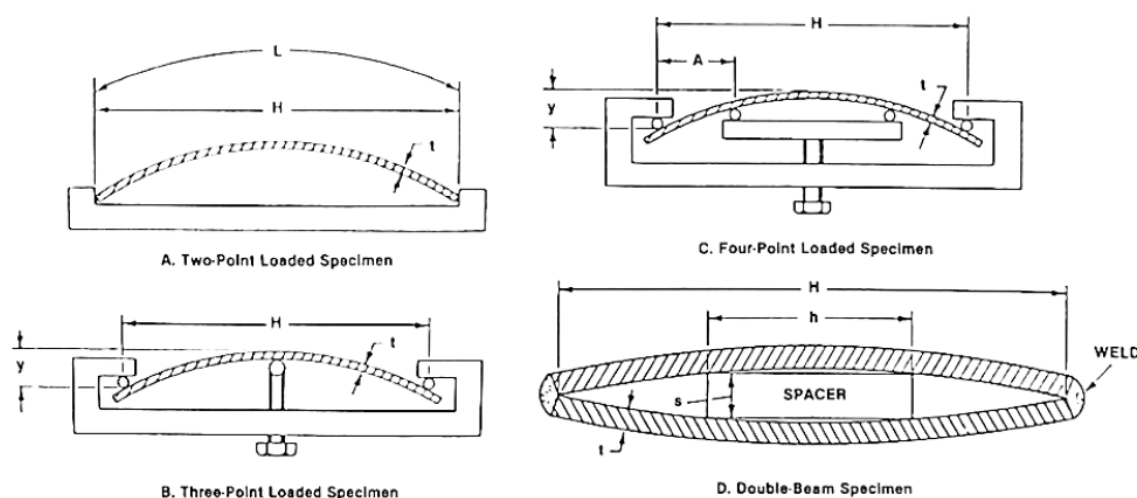


Figura 2.34. Metodología de ensayo de la FIA mediante probetas de flexión [140].

Tanto la norma ISO 7539 [139] como la ASTM G39 [141] establecen procedimientos para este tipo de ensayos.

2.3.2.4 Ensayos con probetas en forma de U o de C

Los ensayos con probetas en forma de U están limitados a materiales lo suficientemente dúctiles para que permitan ser doblados 180° sin fracturarse. Las probetas suelen estar fabricadas a partir de barras o chapas, pero también pueden caracterizar soldaduras. El ensayo es barato y sencillo, aunque solo permite distinguir de manera cualitativa si un material es susceptible de padecer fenómenos de FIA en un ambiente determinado, comparándolo con otro ensayo en condiciones inertes.

Del mismo modo que las probetas en forma de U, las probetas en forma de C evalúan de manera cualitativa la susceptibilidad del material a un determinado ambiente agresivo. Estas probetas son muy versátiles y se obtienen, generalmente, a partir de tubos. Las diferentes variantes del ensayo con probetas en forma de C vienen ilustradas en la Figura 2.35.

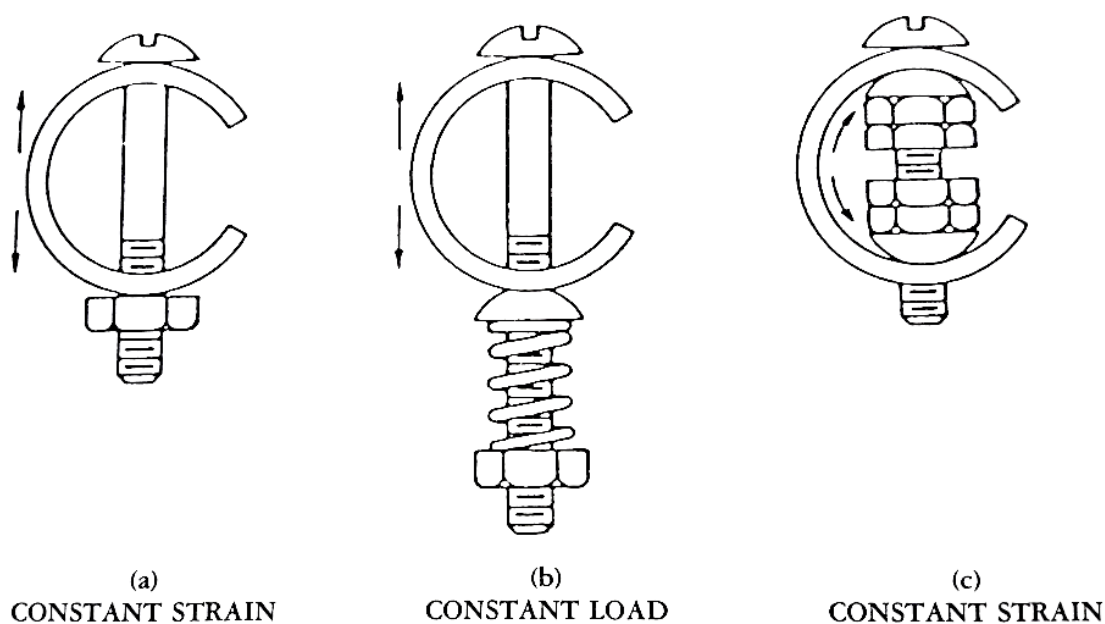


Figura 2.35. Probetas en forma de C empleadas en ensayos de FIA [139]

La metodología para la ejecución de estos ensayos viene recogida en las siguientes normativas internacionales: ASTM G30 [142] (probetas en forma de U), ASTM G38 [143] (probetas en forma de C) e ISO 7539 [139] (ambas situaciones).

2.3.3 Influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas

Comprender la influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas es importante para el estudio, diseño y evaluación de los componentes que se encuentran en ambientes agresivos.

Como norma general, la susceptibilidad en aceros aumenta con el límite elástico del metal. Las microestructuras más susceptibles, ordenadas de mayor a menor, son: martensítica, bainítica, perlítica, martensítica revenida y ferrítico-perlítica. La reducción del tamaño de grano, así como la presencia de elementos como el vanadio (V), niobio (Nb) o titanio (Ti), mejora el comportamiento de los aceros frente a la FH [3]. Este último efecto está relacionado con el tipo de fractura que producen.

Hay que hacer distinción entre el hidrógeno atrapado en las trampas irreversibles y el hidrógeno difusible. Mientras que el primero apenas tiene influencia en el comportamiento del material, el segundo es capaz de moverse por la microestructura del metal y concentrarse en las zonas más tensionadas, donde es más probable que se produzca el fallo. Este efecto condiciona tanto las propiedades a tracción como a fractura y fatiga y todo el comportamiento mecánico en general.

A continuación se describen los efectos del hidrógeno en la ductilidad, propiedades a fatiga y a fractura, así como los factores que más influencia presentan.

2.3.3.1 *Propiedades en tracción y ductilidad*

El ensayo a tracción es el más empleado históricamente para el estudio de la influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas, en general, y ductilidad, en particular.

Dichos ensayos realizados sobre aceros de alta resistencia mostraron que la ductilidad se reducía considerablemente (basándose en una disminución de la deformación y de la estricción) en función de la carga de hidrógeno

[144,145]. De esta manera se relacionó, de manera cualitativa, la concentración de hidrógeno con el descenso de la ductilidad [146].

Diversos investigadores demostraron también el efecto perjudicial que el hidrógeno producía en los aceros de media resistencia, presentando pérdidas importantes de ductilidad pero no tanto en sus propiedades mecánicas. Otro factor que posee gran influencia es la velocidad del ensayo ya que, a medida que el ensayo se realiza a velocidades más lentas se proporciona más tiempo para que el hidrógeno penetre y difunda en el acero [147–149].

En conclusión, el efecto del hidrógeno en los aceros se manifiesta en forma de pérdida de ductilidad (junto con una disminución del límite elástico y la tensión de rotura) y se puede ver favorecido por factores como la velocidad del ensayo o la cantidad de hidrógeno difusible en el material.

2.3.3.2 Influencia en las propiedades a fractura

La tenacidad a fractura cuantifica la resistencia de un material en presencia de defectos. El parámetro más utilizado se representa como K_{IC} (en modo I de carga) y puede verse influenciado en ambientes agresivos en presencia de hidrógeno, surgiendo un nuevo parámetro de menor valor denominado K_{IEAC} , de menor valor que K_{IC} , que por encima del cual se produce el crecimiento subcrítico de fisuras. Esta reducción en la capacidad resistente del material está directamente relacionado con la concentración de hidrógeno en el metal así como con el valor del límite elástico [150].

Se ha demostrado que la aplicación de la presión del hidrógeno provoca una disminución significativa de la resistencia a fractura de los aceros y que esta propiedad también depende en gran medida de la velocidad de carga aplicada, produciéndose un mayor descenso a medida que dicha velocidad disminuye [151,152].

Un aspecto que influye positivamente en el comportamiento de los materiales en ambientes agresivos es la presencia de determinados elementos químicos en su composición. El elemento más influyente es el vanadio ya que

se ha demostrado que mejora considerablemente el comportamiento a fractura bajo condiciones de FH.

2.3.3.3 *Influencia en fatiga*

La fatiga se produce cuando un material está sometido a cargas cíclicas. Si dichas cargas se encuentran por encima de un valor umbral, comienzan a formarse fisuras microscópicas en la superficie que, si alcanzan un valor crítico, conducen al fallo del componente. En presencia de hidrógeno las propiedades a fatiga del material se reducen. Las propiedades más importantes que aquí se analizan son el número de ciclos hasta el fallo y el valor umbral ΔK_{th} .

La vida en fatiga puede verse reducida drásticamente, por ejemplo más de un 80%, al verse aumentada la velocidad de propagación de grieta en presencia de hidrógeno (da/dN) [153–155].

El valor de ΔK_{th} no siempre se acorta en presencia de hidrógeno. Mientras algunos autores muestran como el hidrógeno apenas tiene influencia en algunos aceros [156], otros comprueban determinados factores que pueden catalizar el efecto del hidrógeno. Entre estos factores están ratio de tensiones (R), temperatura, límite elástico del material o la frecuencia, siendo esta última la más relevante debido a que a menores frecuencias en presencia de hidrógeno el valor de ΔK_{th} se ve reducido considerablemente [157].

2.4 CONSIDERACIONES FINALES

Este capítulo ha recogido los conocimientos teóricos previos que fundamentan la presente Tesis Doctoral. En primer lugar, se ha realizado un estudio de la Mecánica de la Fractura, su evolución histórica, la justificación del estudio de fisuras y entallas de manera independiente, y los diferentes enfoques que presenta, entre los que se encuentra la Teoría de las Distancias Críticas.

Seguidamente, la Teoría de las Distancias Críticas ha sido analizada, haciendo mención especial a las dos metodologías más importantes que se aplicarán en el desarrollo de la presente Tesis, es decir, el Método del Punto y el Método de la Línea. Dentro de estas metodologías, se han estudiado las

expresiones que proporcionan predicciones de la tenacidad aparente en análisis a fractura, con el objetivo de sentar las bases del análisis de procesos de FIA.

Por último, para contextualizar este trabajo dentro del ámbito de la Fisuración Inducida por Ambiente, se ha explicado el fenómeno de la Fragilización por Hidrógeno, sus causas y mecanismos de fallo, así como diferentes metodologías actuales a través de las cuales es posible determinar los parámetros más importantes que caracterizan a un material en presencia de un ambiente agresivo.

CAPÍTULO 3

MATERIALES Y METODOLOGÍA

3.1 INTRODUCCIÓN

En este capítulo se describen, en primer lugar, los materiales utilizados para la realización de los ensayos experimentales, justificando su elección en función de su importancia dentro de la industria. Se describe la composición química, propiedades a tracción y microestructura de los mismos. A continuación, se detalla la metodología propuesta para el análisis de la FIA mediante la TDC, de manera análoga a la metodología existente para los análisis a fractura y a fatiga. Así, se presenta una nueva formulación para la distancia crítica en condiciones de FIA (L_{EAC}) que posibilita la realización de predicciones del umbral de propagación de fisuras aparente en componentes entallados (K_{IEAC}^N).

La metodología que propone esta Tesis Doctoral será validada en base a un programa experimental que se detalla en el Capítulo 4.

3.2 MATERIALES

Para la realización de esta Tesis Doctoral han sido seleccionados dos aceros empleados, el primero de ellos, en la industria de extracción y transporte de gas y petróleo, y el segundo en la industria nuclear, estructuras off-shore y vasijas a presión. En cualquier caso, son materiales susceptibles de padecer procesos de FIA, puesto que trabajan en condiciones de ambientes agresivos y altas sollicitaciones.

Esta selección de materiales viene motivada por las potenciales aplicaciones que se derivan de la realización de este trabajo. Los aceros estudiados son el acero X80 y el acero S420.

3.2.1 Acero X80

El acero X80, especificado en la normativa API [158], es ampliamente utilizado para el transporte de gas y petróleo a bajas temperaturas, como se muestra en la Figura 3.1. La letra “X” representa que es un acero soldable para tuberías según la especificación API 5L, el número “80” representa el valor mínimo de su límite elástico, medido en ksi (aproximadamente 550 MPa). Se obtiene por laminación controlada y presenta una microestructura ferrítico-perlítica.



Figura 3.1. Tubería del acero X80 para el transporte de petróleo.

La Figura 3.2 representa la microestructura del material según las tres direcciones (longitudinal, transversal y a lo largo del espesor). Presenta un

tamaño de grano ferrítico que varía dentro del rango de 5-15 μm . Es interesante advertir la presencia de una pequeña fracción volumétrica de bainita/perlita degenerada y la ausencia de ferrita acicular.

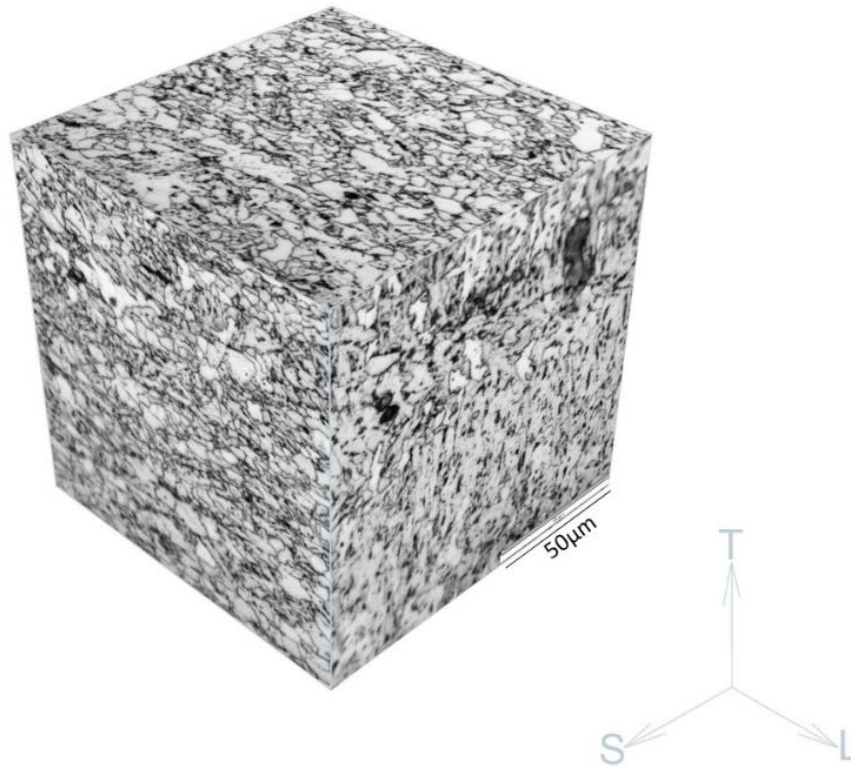


Figura 3.2. Microestructura del acero X80.

Se dispone de dos chapas de 515x560 mm^2 y una chapa de 215x220 mm^2 , de 27 mm de espesor, producido por la empresa italiana *ILVA*, perteneciente al grupo *RIVA*, y suministrado por el centro de investigación italiano *CSM*.

3.2.2 Acero S420

El segundo material utilizado es el acero estructural S420, también conocido como TMCR 420, especificado en la normativa BS EN 10225 [159]. La letra “S” hace referencia al término inglés *Structural* y el número 420 representa el valor mínimo de su límite elástico en MPa a temperatura ambiente. Es un acero soldable que ha sido tratado termomecánicamente y cuyas aplicaciones principales son las vasijas a presión, plantas generadoras de energía, industria nuclear y plataformas y estructuras off-shore, tal y como se ilustra en la Figura 3.3.



Figura 3.3. Aplicación del acero S420. Plataforma off-shore.

La Figura 3.4 muestra la microestructura ferrítico-perlítica del acero en las tres direcciones (L, T y S). El tamaño de grano de este acero varía en el rango de 5–25 μm .

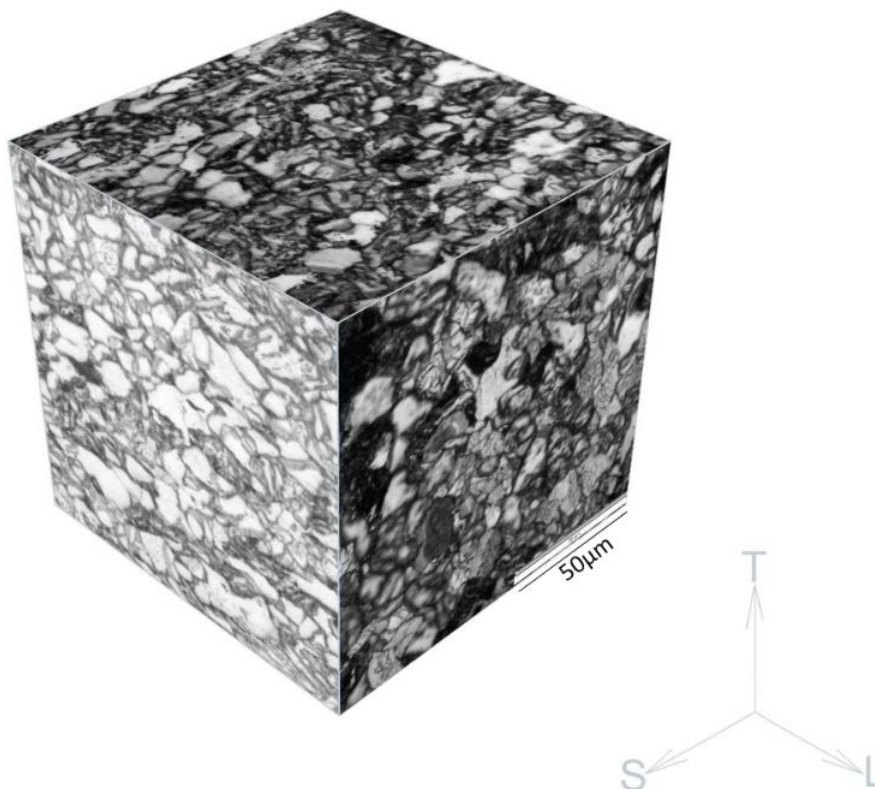


Figura 3.4. Microestructura del acero S420.

El material disponible de este acero se divide en tres chapas de 500x665 mm² y dos chapas de 500x330 mm², de 38 mm de espesor. Ha sido producido por la empresa finlandesa *Rautaruukki Steel* y suministrado por el centro de investigación finlandés *VTT*.

3.2.3 Composición química

A continuación se muestra una tabla con la composición química de los dos materiales empleados en esta Tesis Doctoral:

Tabla 3.1. Composición química de los aceros X80 y S420 [160].

Material	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	V	Ti	Nb
X80	0.07	0.18	<0.005	<0.005	1.83	0.03	-	0.15	0.02	0.03	-	-	0.03
S420	0.08	0.28	0.001	0.012	1.44	0.03	0.02	0.003	0.015	0.036	0.005	0.015	0.031

La Tabla 3.1 muestra los valores, en tanto por ciento en peso, de los elementos que componen cada uno de los aceros analizados. Los dos aceros presentan un bajo contenido en carbono (0.07% - 0.08%). Un parámetro que se deduce de la composición química es el carbono equivalente, *CE*, que se emplea para determinar la soldabilidad de los aceros. Según la Instituto Internacional de Soldadura (*IIW* por sus siglas en inglés), este parámetro sigue la siguiente expresión [161]:

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \left(\frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \right) + \left(\frac{\%Cu + \%Ni}{15} \right) \quad (3.1)$$

Empleando la ecuación (3.1), se obtienen unos valores de 0.408% y de 0.329% para el acero X80 y el S420, respectivamente, lo que significa que ambos aceros son soldables, presentando mayor soldabilidad el acero S420.

3.2.4 Propiedades mecánicas

La realización de evaluaciones de integridad estructural requiere, entre otros parámetros, las propiedades a tracción del material analizado. Los ensayos de tracción llevados a cabo, según la metodología BS EN 10002-1 [162],

proporcionan la curva tensión-deformación del material al aire (ambiente inerte) y a temperatura ambiente. La orientación de las probetas es T-L (según la normativa ASTM E399 [61]) y los resultados obtenidos para el acero X80 y S420 se muestran en la Figura 3.5 y la Figura 3.6, respectivamente.

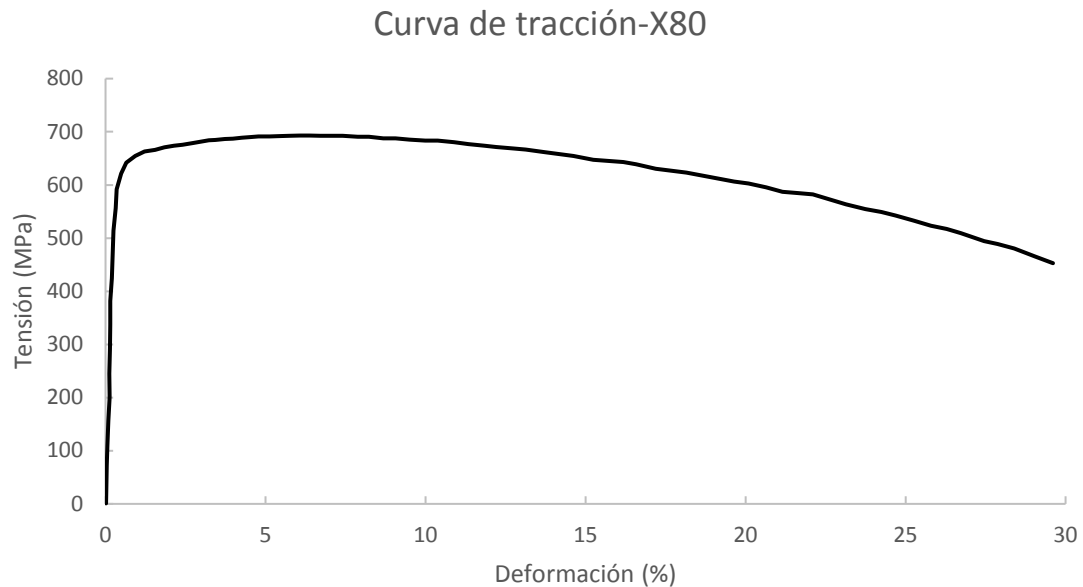


Figura 3.5. Resultado del ensayo de tracción al aire, a temperatura ambiente, del acero X80, en probetas con orientación TL [160].

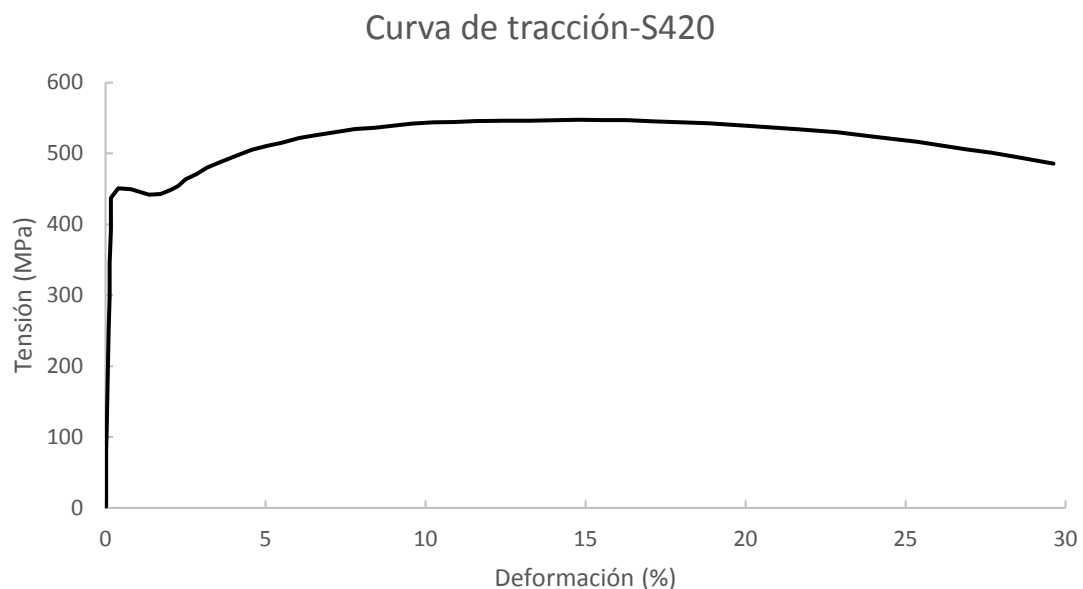


Figura 3.6. Resultado del ensayo de tracción al aire, a temperatura ambiente, del acero S420, en probetas con orientación TL [160].

A partir de estas curvas es posible determinar el límite elástico, la resistencia a tracción, la deformación bajo carga máxima y los parámetros n y α de Ramberg-Osgood [163]. Dichos valores se presentan en la siguiente tabla:

Tabla 3.2. Propiedades mecánicas de los aceros X80 y S420 [160].

Material	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)	K_{mat} (MPa·m ^{0.5})	Ramberg-Osgood	
						n	α
X80	209.9	621.3	691.0	6.9	349 [164]	12.14	1.94
S420	206.4	447.7	547.1	13.9	356 [160]	13.76	3.14

3.3 METODOLOGÍA PROPUESTA PARA EL ANÁLISIS DE LA FIA

La TDC proporciona predicciones del comportamiento de los materiales en presencia de entallas cuando se realizan evaluaciones a fractura o a fatiga. No obstante, la TDC nunca se ha empleado para analizar la FIA. Esta Tesis Doctoral propone una metodología de análisis de la FIA a través de la TDC, de manera análoga a las metodologías y formulaciones existentes y ampliamente validadas para análisis a fractura y fatiga.

En primer lugar, para el cálculo de la distancia crítica en condiciones de FIA (L_{EAC}) se ha propuesto la ecuación (3.2) de forma análoga a las ecuaciones (2.52) y (2.53), que posibilitan el cálculo de L en evaluaciones a fractura y fatiga, respectivamente:

$$L_{EAC} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IEAC}}{\sigma_{0EAC}} \right)^2 \quad (3.2)$$

donde K_{IEAC} es Factor de Intensidad de Tensiones umbral, por debajo del cual no se iniciará ni propagará una grieta debido a fenómenos de FIA, y σ_{0EAC} es la tensión inherente en condiciones de FIA.

Haciendo uso de la distribución de Creager-Paris [70], empleando el Método del Punto y asumiendo que la iniciación del proceso de fisuración desde el frente de entalla tiene lugar cuando K_I es igual a K_{IEAC}^N , se obtiene, de forma

análoga a lo visto en el Capítulo 2 en el caso de la fractura (ecuación (2.63)), la expresión (3.3):

$$K_{IEAC}^N = K_{IEAC} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L_{EAC}}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L_{EAC}}\right)} \quad (3.3)$$

Del mismo modo, pero empleando el Método de la Línea (ecuación (2.66) en el caso de análisis a fractura), se obtiene la siguiente ecuación:

$$K_{IEAC}^N = K_{IEAC} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L_{EAC}}} \quad (3.4)$$

Ambos métodos permiten el cálculo de K_{IEAC}^N de un material que presenta una entalla en forma de U, una vez conocidos el radio de entalla, ρ , la distancia crítica en FIA, L_{EAC} , y el Factor de Intensidad de Tensiones umbral en FIA (calculado en componentes fisurados), K_{IEAC} .

Para validar esta metodología de análisis mediante un programa experimental es necesario garantizar que los materiales seleccionados son susceptibles a la FIA en el ambiente propuesto. Posteriormente, han de determinarse los valores de K_{IEAC} (a partir de probetas fisuradas) y L_{EAC} . Por último, es necesario comparar los resultados experimentales obtenidos de K_{IEAC}^N (mediante probetas entalladas) con las predicciones que ofrecen el Método del Punto y el Método de la Línea (expresiones (3.3) y (3.4)).

La validación del uso de la TDC en el análisis de la FIA se realizará, además, comprobando si el Método del Punto se cumple en el momento en el que se produce la propagación de fisuras a partir del fondo de entallas de distinto radio.

CAPÍTULO 4

PROGRAMA EXPERIMENTAL

4.1 INTRODUCCIÓN

Este capítulo detalla el programa experimental que ha sido diseñado y completado en esta Tesis Doctoral con el objeto de validar la metodología propuesta para el análisis de la FIA mediante la TDC, descrita en el Capítulo 3.

La Figura 4.1 muestra, de manera esquemática, el flujograma de esta Tesis Doctoral, enumerando los principales procesos llevados a cabo desde la selección de materiales y determinación del ambiente agresivo hasta la secuencia de ensayos realizada, los parámetros obtenidos y la validación de la metodología, comparando los resultados experimentales con las predicciones obtenidas a través del Método del Punto y Método de la Línea.

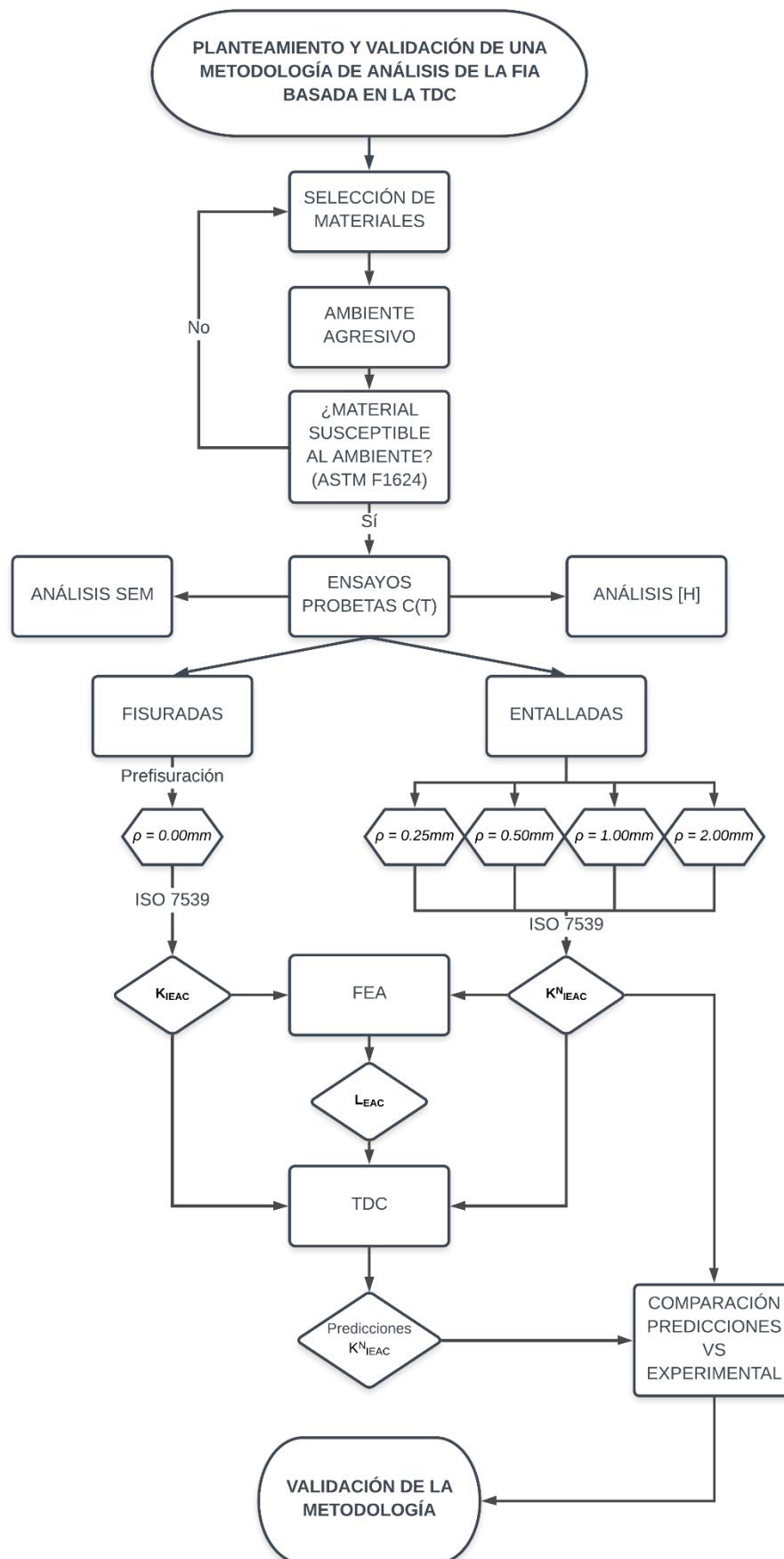


Figura 4.1. Esquema general de la metodología desarrollada.

Para todo ello se define, en primer lugar, el ambiente agresivo empleado con los parámetros específicos necesarios para lograr la polarización catódica. A continuación, se determinan los ensayos realizados en el ambiente agresivo seleccionado y sobre probetas cilíndricas para esclarecer la influencia del ambiente en las propiedades a tracción de los materiales utilizados (ASTM F1624 [165]). Posteriormente se detallan los ensayos normalizados para el cálculo de K_{IEAC} a través de la metodología ISO 7539 [139] mediante el empleo de probetas prefisuradas. Adicionalmente, se describe el cálculo de la velocidad de propagación de grieta en FIA en las probetas prefisuradas. Seguidamente, se especifica el procedimiento para la determinación de K_{IEAC}^N en probetas entalladas con diferentes radios de entalla. La obtención del parámetro L_{EAC} se realiza de manera gráfica a través de los perfiles tensionales obtenidos por simulaciones por elementos finitos con el programa *Abaqus* [166]. Por último, se detallan la metodología empleada para analizar el contenido en hidrógeno de cada acero y el análisis fractográfico de las superficies de fractura realizado con el microscopio electrónico de barrido (*SEM*).

4.2 AMBIENTES AGRESIVOS EMPLEADOS

El efecto fragilizador del hidrógeno se logra a través de la polarización catódica, que consiste en interponer una corriente eléctrica (o una diferencia de potencial) por debajo del potencial de circuito abierto, entre un ánodo, que suele ser un metal noble (en este caso el platino), y la probeta de acero que actúa como cátodo. La intensidad de corriente circula a través de una disolución ácida, provocando la disociación de moléculas de hidrógeno y favoreciendo la penetración de los átomos de hidrógeno en la red microestructural del acero, causando así la fragilización. La Figura 4.2 muestra el esquema de la polarización catódica empleada. La intensidad de corriente es suministrada por un potencióstato acoplado a un electrodo de referencia que permite el control en tiempo real de la intensidad y potencial.

El grado de fragilización alcanzado en el acero es función de la intensidad de corriente, de tal manera que la intensidad de corriente con mayor

capacidad de causar la adsorción de hidrógeno en el acero se convierte en el ambiente más agresivo.

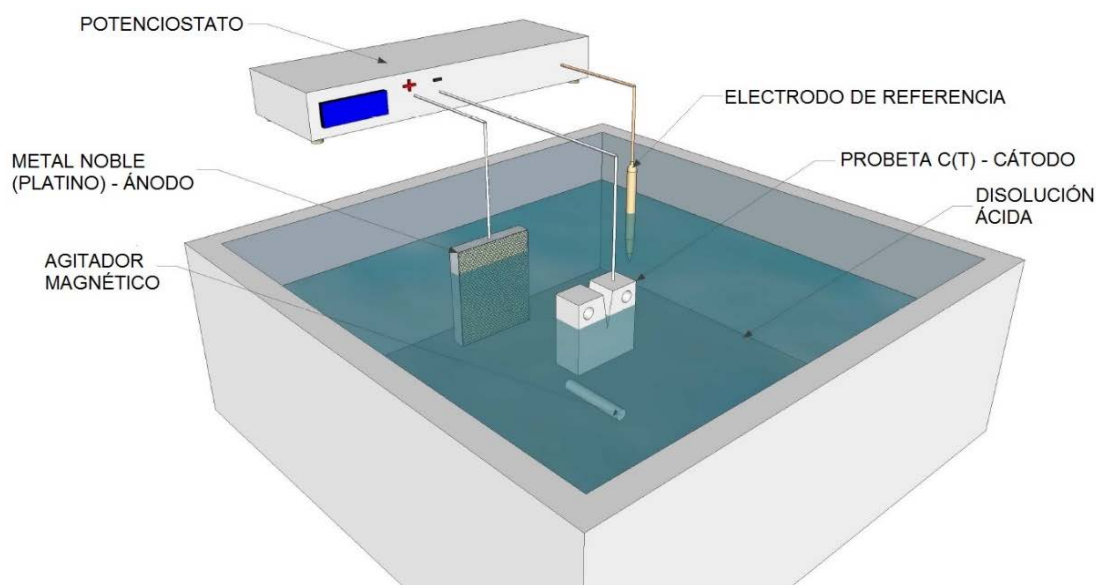


Figura 4.2. Esquema del montaje experimental en el proceso de fragilización.

En realidad, la medida de la intensidad se expresa en densidad de corriente. Esto es debido a que la corriente circula a través del electrolito y solo actúa en la superficie del metal sumergida en la disolución. Consecuentemente, se distinguirán los ambientes agresivos en función de la densidad de corriente, expresada en mA/cm^2 .

Para la determinación de la densidad de corriente, una herramienta muy útil es la curva de polarización, que relaciona la intensidad de corriente y el potencial en un determinado sistema material-ambiente agresivo. La Figura 4.3 representa, de manera cualitativa, los diferentes procesos que ocurren en un material en presencia de un ambiente agresivo, en función de la relación intensidad-voltaje. Diversos autores muestran que, por debajo del potencial de circuito abierto, se produce la protección catódica, asociada a fenómenos de fragilización por hidrógeno [167,168].

La protección catódica de componentes se realiza usualmente mediante un potencial impuesto, que se sitúa en torno a 0.90 V. En este trabajo experimental se han empleado unas intensidades de corriente que suponen un nivel superior de protección y representan condiciones locales. Dichos niveles

son 1 mA/cm^2 y 5 mA/cm^2 , debido a su representatividad [5,169,170]. El electrodo de referencia (electrodo de Calomel saturado) asegura la estabilidad en la aplicación de la densidad de corriente.

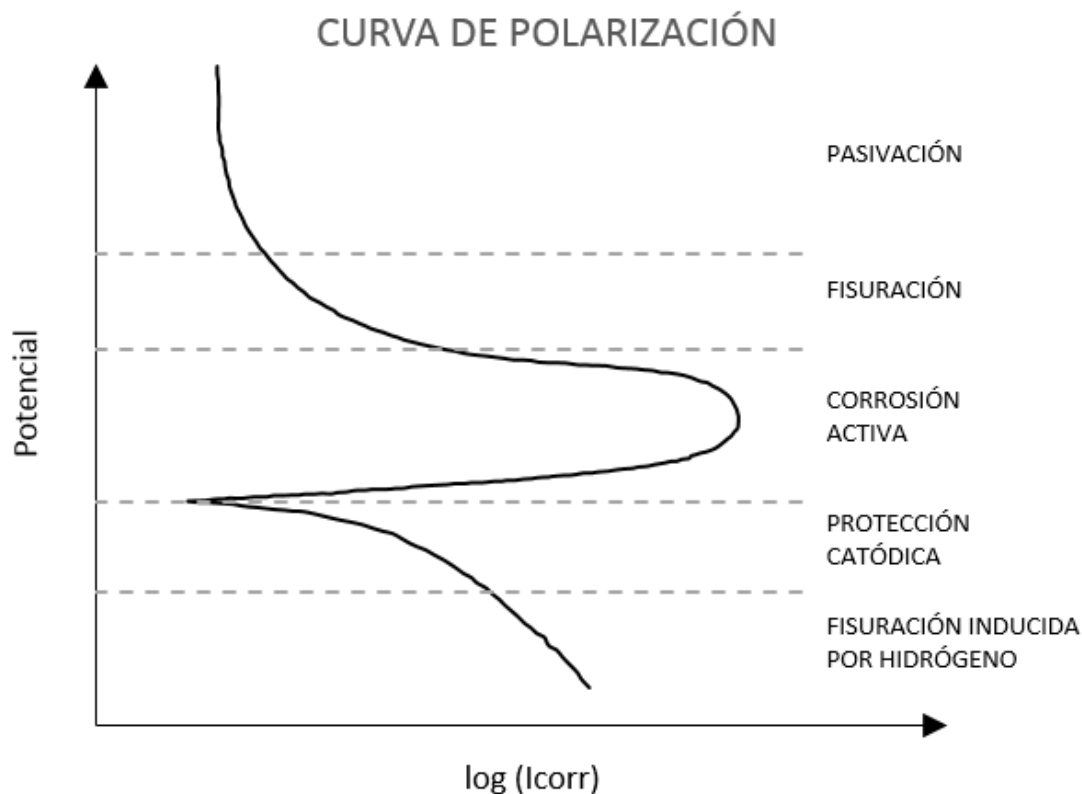
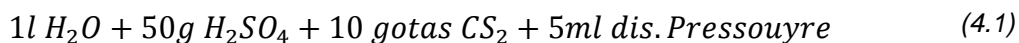


Figura 4.3. Curva de polarización. Diagrama Voltaje-Intensidad.

La disolución ácida, a través de la cual circulará la corriente eléctrica entre el acero (mediante un cable de estaño soldado al mismo) y el platino, consiste en una disolución de concentración 1N de ácido sulfúrico (H_2SO_4) en agua y requiere los siguientes pasos para su fabricación:

- Por cada litro de agua destilada se han de añadir 50 g de ácido sulfúrico (H_2SO_4).
- Consecutivamente, se adicionan 10 gotas de sulfuro de carbono (CS_2).
- Posteriormente se han de agregar 5 ml de una disolución fabricada por el método de Pressouyre [171], que consiste en añadir, por cada litro de agua destilada, 40 g de hidróxido de sodio (NaOH), agitando la disolución para favorecer la mezcla, pudiendo incluso calentar la disolución. A continuación se mezcla con 20 g de trióxido de arsénico (As_2O_3) y 50 g de ácido sulfúrico (H_2SO_4).

La ecuación (4.1) representa los pasos llevados a cabo para la fabricación del electrolito ácido. Nótese la presencia de azufre y arsénico (venenos catódicos), que favorecen el tiempo de permanencia del hidrógeno en la superficie del acero y, por consiguiente, la entrada del hidrógeno en el metal.



El ensayo se realiza a temperatura ambiente, en un rango que oscila entre los 18–22 °C. El pH de la disolución ha de ser comprobado periódicamente de manera que se encuentre en el rango 0.65–0.80, siendo preciso reemplazar la disolución cada 48h o cuando no se cumplan estas condiciones. La medida del pH se ha realizado de manera continua a través de un pH-metro de la marca *Hanna Instruments*, modelo HI8915, como muestra la Figura 4.4.



Figura 4.4. Control del pH de la disolución.

4.3 ENSAYOS DE TRACCIÓN EN AMBIENTE

Es necesario esclarecer si los materiales escogidos para la realización de esta Tesis Doctoral son susceptibles a los ambientes seleccionados. En caso contrario, el comportamiento de estos materiales no se vería afectado bajo condiciones de ambiente agresivo.

De manera cualitativa, es posible determinar la susceptibilidad de un material a un ambiente específico comparando la curva de tracción en un ambiente inerte (aire) con la correspondiente a un ambiente agresivo. Una vez comprobada la afección del ambiente en el comportamiento del material, es posible la determinación del parámetro σ_{EAC} , que representa la tensión umbral por debajo de la cual no se produce la rotura por FIA (ver Figura 2.30).

La norma ASTM E1681 [118] permite el cálculo de σ_{EAC} mediante cargas estáticas hasta el fallo final. No obstante, estos ensayos pueden llegar a durar más de 10000 horas (más de un año), por lo que su realización resulta inviable.

Una alternativa a esta problemática se propone en la norma ASTM F1624 [165], cuya metodología se basa en ensayos acelerados para la determinación de σ_{EAC} mediante la técnica de escalones incrementales de carga.

En primer lugar, se realiza un ensayo de tracción al aire según la norma ASTM E8 [172]. La geometría de la probeta de tracción empleada en este trabajo se representa en la Figura 4.5. A través de este ensayo se obtiene el parámetro P_{FFS} que coincide con la carga máxima del ensayo.

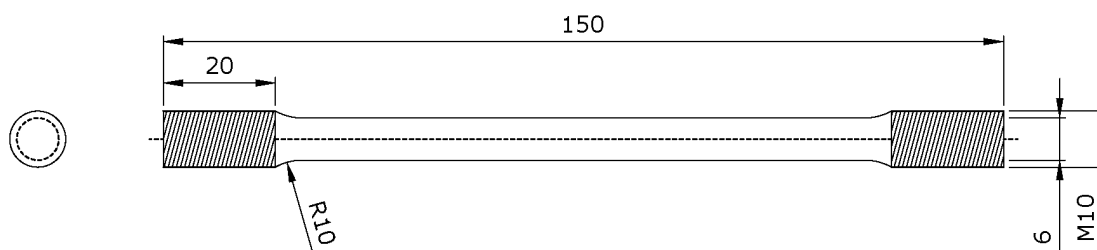


Figura 4.5. Geometría de las probetas de tracción empleadas.

A continuación, se realiza un ensayo con la misma tipología de probeta en condiciones de ambiente agresivo. La probeta ha de permanecer las 24 horas previas al ensayo expuesta al ambiente para lograr un estado estacionario en la adsorción de hidrógeno. El ensayo consiste en aplicar una secuencia de veinte escalones de cargas crecientes, cada uno de los cuales tiene una duración en función de la dureza del material (en este caso 2 horas los diez primeros escalones, y 4 horas los diez últimos). La duración de los escalones permite el desarrollo de la FIA si la tensión alcanzada en el escalón es mayor que σ_{EAC} .

[165]. Los incrementos de la carga son todos iguales hasta alcanzar el valor de P_{FFS} .

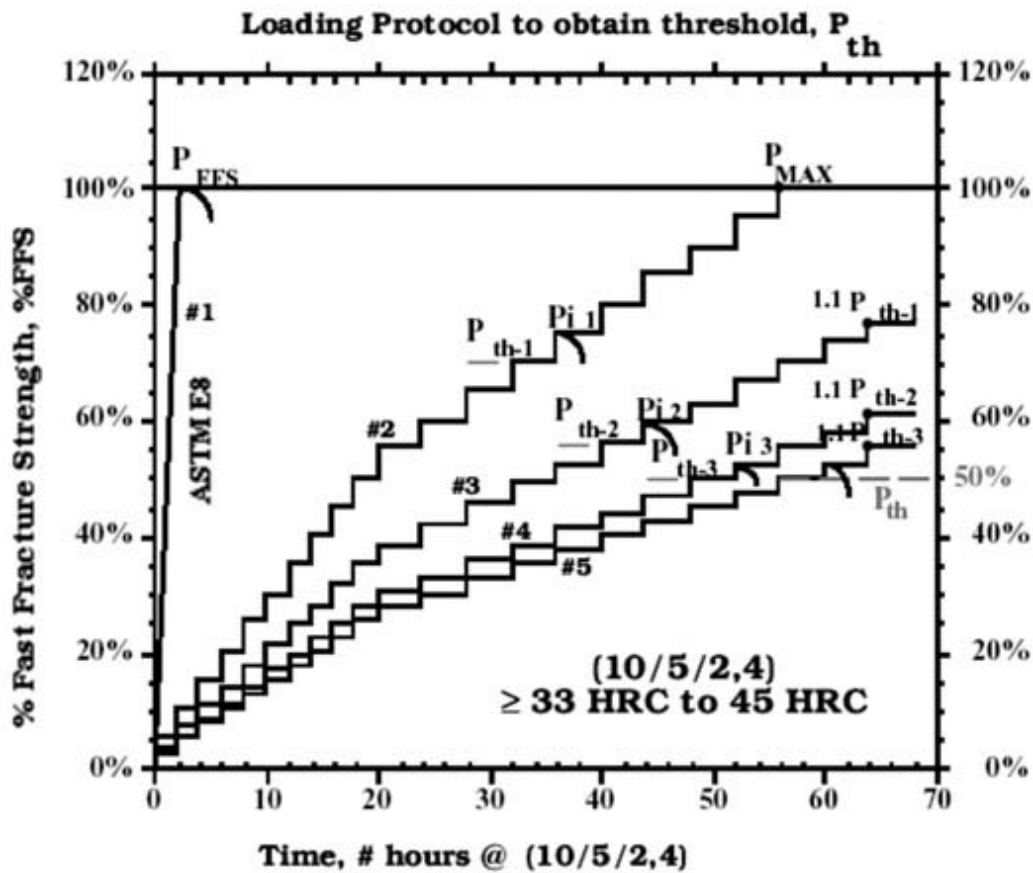


Figura 4.6. Metodología para la obtención de σ_{EAC} según ASTM F1624 [165].

El fallo de la probeta se produce en un escalón determinado, estableciendo el primer valor umbral de carga, $P_{th,1}$, en función del tiempo que haya permanecido la probeta en el escalón de carga hasta la rotura. El valor de $P_{th,1}$ se mayor a un 10% y se emplea como cota superior de los veinte escalones de carga del siguiente ensayo. Repitiendo el mismo procedimiento, se obtiene $P_{th,2}$. Se realizan ensayos hasta que la diferencia entre las cargas $P_{th,n}$ y $P_{th,n-1}$ difiera menos del 5%, con un mínimo de tres ensayos, y se considera $P_{th,n}$ el valor de la carga umbral asociado al valor de σ_{EAC} . La Figura 4.6 muestra la secuencia de ensayos llevada a cabo para la determinación de σ_{EAC} .

Los ensayos han sido realizados en una máquina eléctrica de baja velocidad de deformación, de eje horizontal y cuya célula de carga permite alcanzar ± 100 kN. Se ha empleado una celda que localiza el ambiente agresivo

y la adsorción de hidrógeno en la parte central de la probeta (ver Figura 4.7). La probeta ha sido cubierta en los extremos mediante una laca no conductora de la electricidad y encasquillada para asegurar la estanquidad de la celda (ver Figura 4.8).

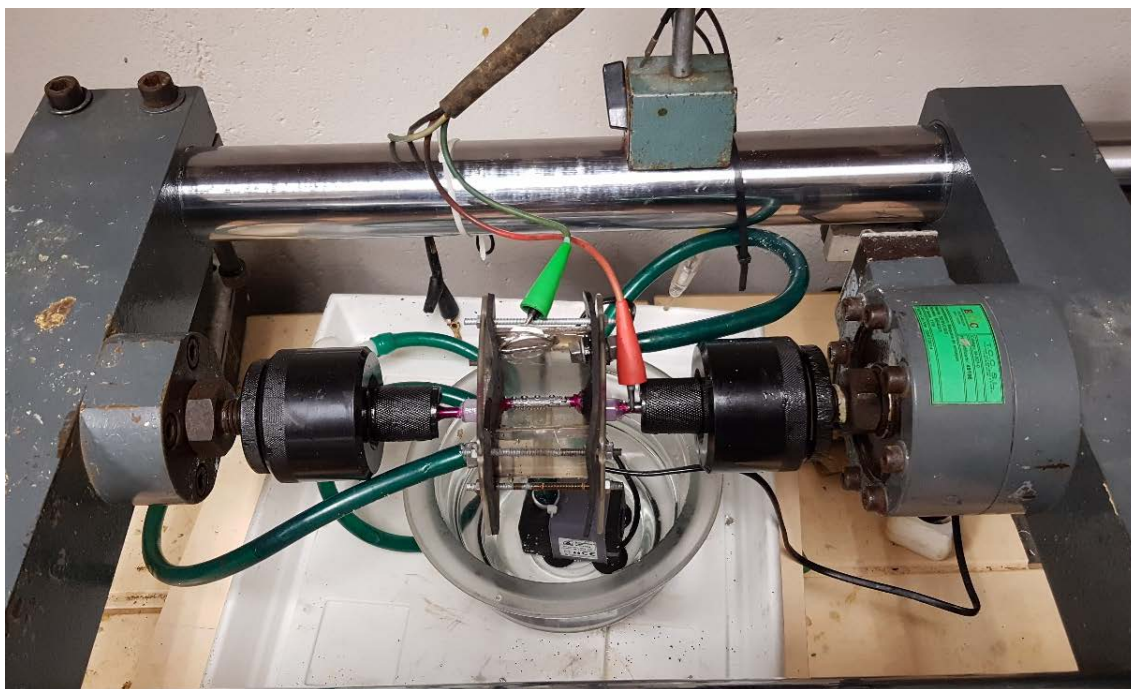


Figura 4.7. Esquema general del ensayo de tracción en ambiente.

La parte central de la probeta, que se encuentra contenida en la celda, está sumergida en la disolución ácida definida en el apartado 4.2, en condiciones de polarización catódica, a 1 mA/cm^2 y 5 mA/cm^2 de densidad de corriente. Se ha realizado una recirculación de la disolución para favorecer la adsorción homogénea del hidrógeno y evitar la formación de sedimentos o sales.



Figura 4.8. Lacado y encapsulado de las probetas de tracción.

La Figura 4.9 muestra el detalle de la parte de la probeta en contacto con la disolución ácida. En esta figura se aprecia la actividad del hidrógeno, que forma burbujas localizadas en la zona que no presenta el recubrimiento aislante.

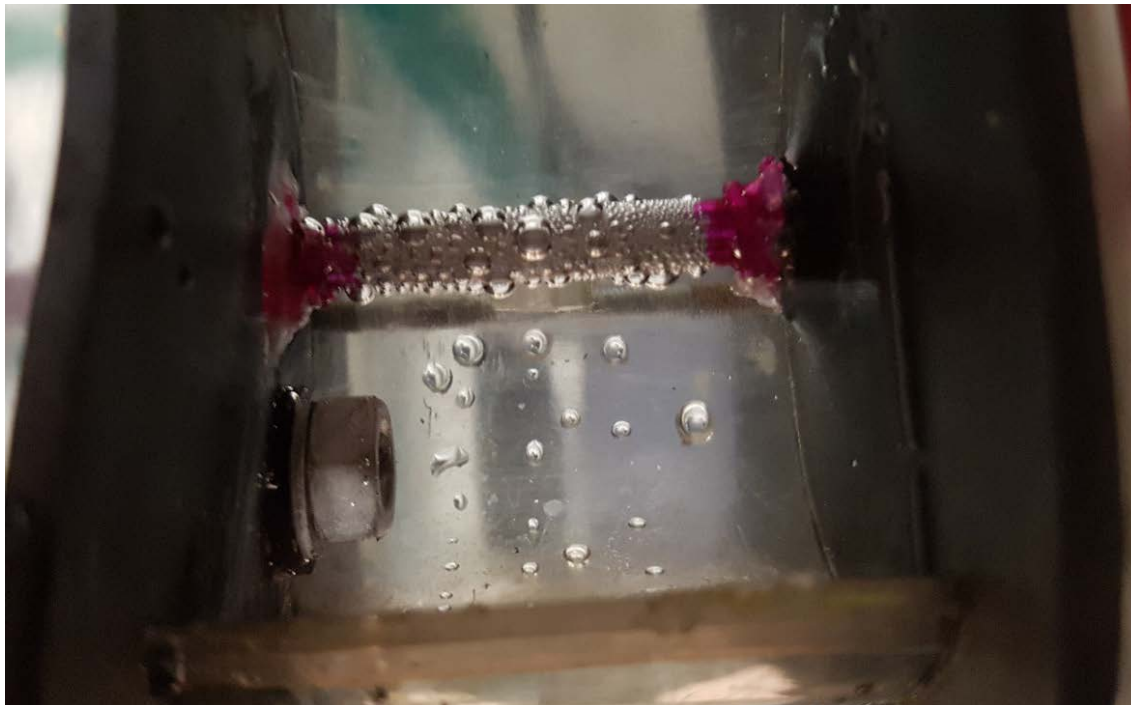


Figura 4.9. Detalle de la adsorción de hidrógeno en la probeta.

Los ensayos para la determinación de σ_{EAC} han requerido cuatro probetas por material y ambiente agresivo, llevando a cabo un total de dieciséis ensayos, como recoge la Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Resumen del programa experimental para la determinación de σ_{EAC} .

Material	Ambiente (mA/cm ²)	Número de ensayos σ_{EAC}
X80	5	4
	1	4
S420	5	4
	1	4

4.4 ENSAYOS PARA LA DETERMINACIÓN DE K_{IEAC}

Se define como K_{IEAC} (Factor de Intensidad de Tensiones umbral) como aquel valor de K_I por encima del cual se iniciará y propagará una grieta debido a fenómenos de FIA [139].

Existe una casuística muy amplia de tipologías de probetas para la determinación de K_{IEAC} . Las más frecuentes son las probetas C(T) y las de flexión en tres puntos. La disponibilidad de material, unido a las propiedades del mismo, servirán para elegir entre una tipología de probeta u otra.

La probeta empleada en este trabajo es una probeta compacta C(T), cuyas dimensiones, en mm, se muestran en la Figura 4.10. Este tipo de probetas presentan la ventaja de que facilitan la exposición al ambiente agresivo, y su uso está ampliamente extendido.

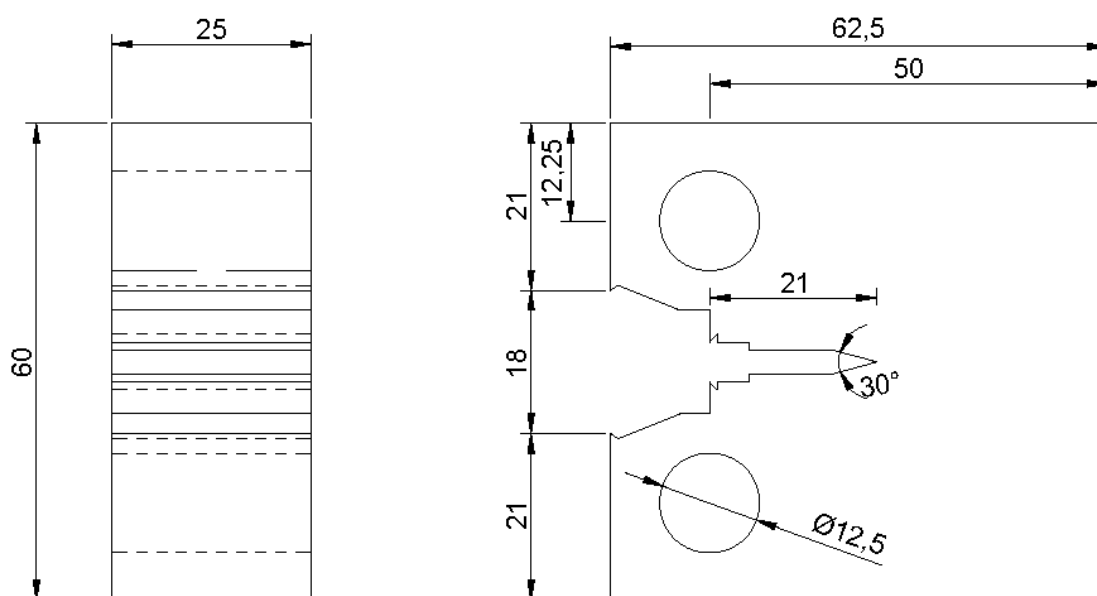


Figura 4.10. Geometría de las probetas C(T) prefisuradas. Dimensiones en mm.

En el ensayo para la determinación del parámetro K_{IEAC} , la probeta, prefisurada previamente por fatiga a partir de una entalla mecanizada, es sometida a una velocidad de desplazamiento constante mientras está expuesta a un ambiente agresivo. La velocidad de desplazamiento ha de ser lo más lenta posible, de tal manera que asegure que el comportamiento del material está siendo gobernado por el ambiente agresivo [139]. Estos ensayos se conocen

como ensayos a baja velocidad de deformación o *SSRT* (*Slow Strain Rate Test*), y su uso es frecuente para la caracterización del comportamiento de materiales en ambientes agresivos.

La prefisuración se ha realizado mediante una máquina servohidráulica *INSTRON*, dotada con una célula de carga de $\pm 100\text{kN}$ (como muestra la Figura 4.11)), siguiendo la metodología propuesta en la norma ASTM E1820 [62]. El ratio de cargas para la prefisuración es 0.1 y la grieta final se encuentra en el rango de $0.45 < a/W < 0.55$.

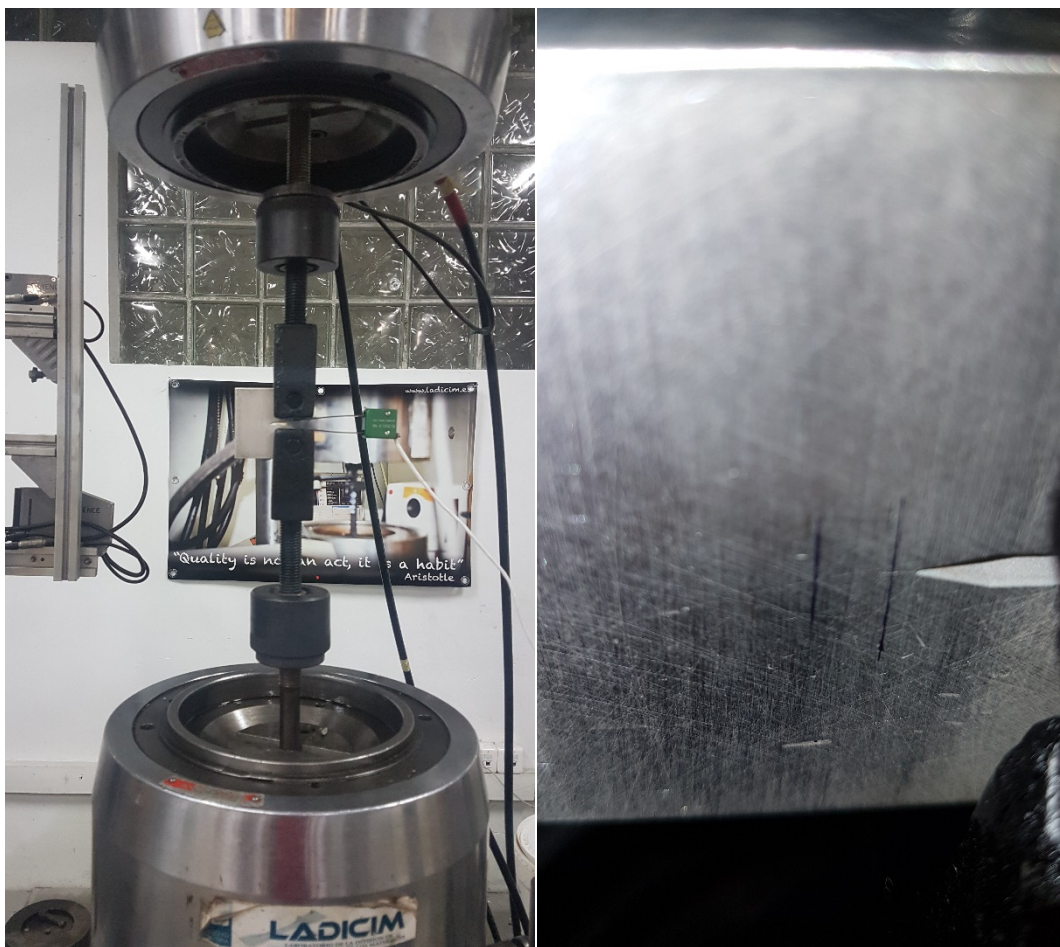


Figura 4.11. Generación de una grieta por fatiga.

Los resultados experimentales de los ensayos de K_{IEAC} se emplean para predecir la vida útil de una estructura o componente, así como las máximas tensiones (o longitud de grieta) admisibles para que no se produzca el fallo por FIA. Además, se podrá obtener la velocidad de crecimiento de grieta en función del parámetro K (curva $da/dt - K$).

Independientemente de la geometría de la probeta empleada, es preciso que se aseguren condiciones de deformación plana y, consecuentemente, la deformación plástica se limite a una zona reducida en las inmediaciones del frente de grieta.

Puesto que las condiciones de fragilización por hidrógeno reducen el grado de plasticidad asociado a la fractura, desde un enfoque de la mecánica de la fractura no es posible establecer a priori un valor del espesor mínimo de la probeta que asegure condiciones de deformación plana. No obstante, se recomienda que se cumpla la siguiente expresión tanto para el espesor de la probeta, B , como para la longitud de la grieta, a [139]:

$$2.5 \left(\frac{K_I}{R_{p0.2}} \right)^2 < a, B \quad (4.2)$$

donde K_I es el Factor de Intensidad de Tensiones aplicado durante el ensayo y $R_{p0.2}$ es el límite elástico convencional (0.2% de deformación).

Con anterioridad al ensayo y tal y como se comentó en el ensayo de tracción lenta, la probeta ha de estar expuesta al ambiente fragilizador al menos 48 horas para lograr condiciones estacionarias de adsorción hidrógeno [169]. La norma ISO 7539 [139] recomienda poner en tensión las probetas durante la exposición al ambiente previo al ensayo, con el objeto de que el hidrógeno difunda hacia las zonas más tensionadas (en este caso, el frente de grieta).

Para mejorar la precisión de los ensayos y la reproducibilidad de los mismos, es necesario que las condiciones ambientales permanezcan constantes en el transcurso del ensayo y que se controlen parámetros como el pH de la disolución o la temperatura. Asimismo, se ha de asegurar que las condiciones electroquímicas son las adecuadas y que la distribución de corriente eléctrica en la probeta es uniforme. La configuración del ensayo ha de garantizar que la grieta de la probeta está siempre sumergida en el ambiente agresivo, como muestra la Figura 4.12. De la misma manera, la recirculación de la disolución o, en su defecto, la agitación del mismo son imprescindibles para una adsorción homogénea de hidrógeno y para evitar la formación de sedimentos o sales.

Durante el ensayo se aplica una velocidad de desplazamiento muy lenta. En esta Tesis Doctoral se han empleado velocidades de desplazamiento de $6 \cdot 10^{-8}$ m/s y $6 \cdot 10^{-9}$ m/s, de acuerdo a las recomendaciones de la normativa ISO 7539 [139].

El Factor de Intensidad de Tensiones aplicado variará en función de las cargas de tracción aplicadas y de la variación en la longitud de fisura. Para la determinación del Factor de Intensidad de Tensiones es preciso conocer, en tiempo real, el valor de la carga aplicada y el tamaño de fisura. El primer parámetro se obtiene directamente a partir de la célula de carga acoplada al sistema de tracción. El segundo parámetro se calcula de manera indirecta en función de la variación del *COD* (*Crack Opening Displacement*).

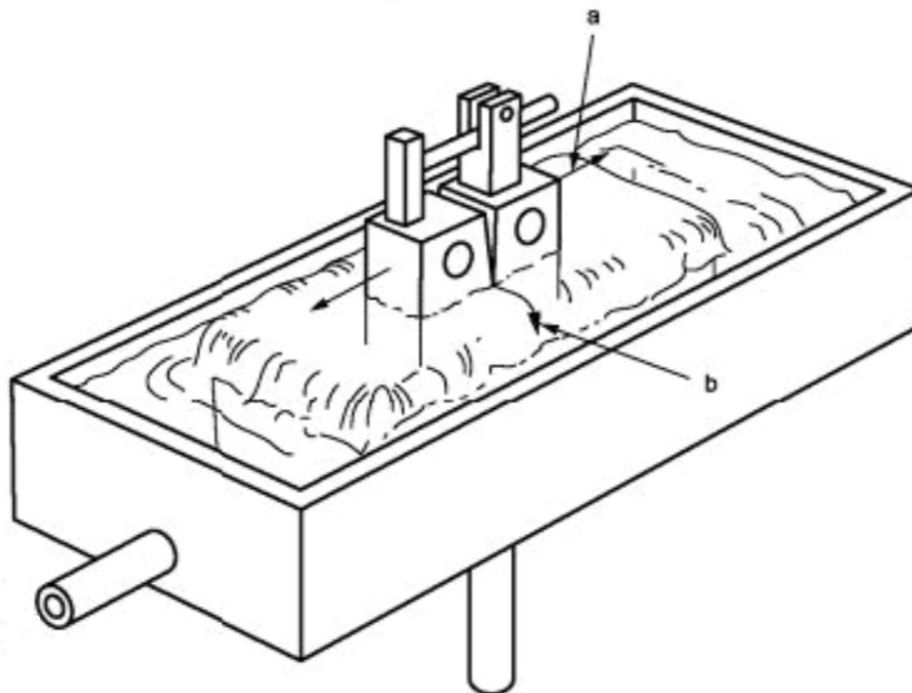


Figura 4.12. Celda ambiental en un ensayo para la determinación de K_{IEAC} [139].

La medida del *COD*, o de la abertura de las caras de la grieta, se realiza a través de un extensómetro *COD* de la marca *MTS*, modelo 632 03F-31, de 12 mm de rango, que, debido a las características del ambiente circundante, ha sido protegido con un recubrimiento aislante.

Durante el ensayo se realiza un registro continuo de la fuerza aplicada y del *COD*. A partir del mismo se estima el valor de la carga P_Q [139], que va a

ser el parámetro clave para determinar el Factor de Intensidad de Tensiones umbral K_{IEAC}^N . La carga P_Q , obtenida como el corte de la curva fuerza-COD con la recta que pasa por el origen y cuya pendiente es el 95% de la pendiente del tramo elástico-lineal del ensayo, se introduce en la siguiente expresión junto con los parámetros geométricos de la probeta (solución para probetas C(T)):

$$K_{QEAC} = \frac{P_Q}{(BB_N W)^{1/2}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (4.3)$$

donde B es el espesor de la probeta, B_N es el espesor neto en caso de que haya ranuras laterales, W es la anchura de la probeta medida desde la línea de aplicación de la carga hasta el extremo de la probeta en la dirección de propagación de la grieta, a es la longitud de grieta y $f(a/W)$ se obtiene de la siguiente ecuación:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left[\left(2 + \frac{a}{W}\right) \left(0.886 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right) \right]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad (4.4)$$

La longitud de grieta inicial generada por prefisuración, a , se calcula una vez terminado el ensayo en ambiente, partiendo la probeta en dos mitades y realizando una media ponderada de nueve mediciones a lo largo del espesor. Las dos medidas de los extremos ponderan 0.5 y el resto ponderan 1 [62]. La Figura 4.13 muestra un ejemplo de la medida de la grieta prefisurada en de una probeta partida en dos, una vez ha finalizado el ensayo en ambiente agresivo. También se representa la medida de la distancia B_N debido a la realización de ranuras laterales, en forma de chevrón, que reducen el espesor de la probeta un 20% y aseguran la propagación de la grieta en el plano central de la probeta.

Una vez introducidos los valores en la expresión (4.3), se valida K_{QEAC} como K_{IEAC} si se cumplen una serie de condiciones:

- La fisura se propaga en un único plano y está contenida en un ángulo menor a 10° respecto el plano de la entalla mecanizada.
- Se cumplen condiciones de deformación plana (recomendación expresada en la ecuación (4.2)).

- La diferencia entre las medidas máxima y mínima de la grieta por fatiga no dista más de un 5% de W .
- $0.45 < a/W < 0.55$.

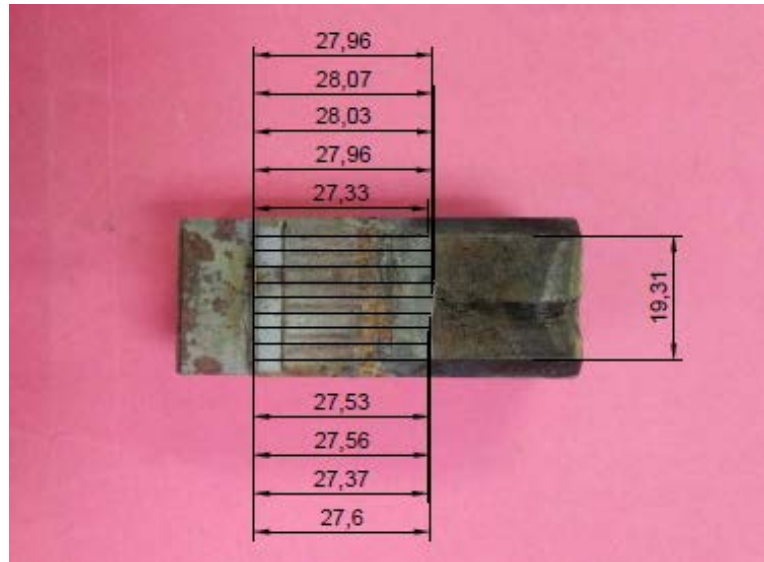


Figura 4.13. Medida de la longitud de la grieta inicial, a , de una probeta C(T) prefisurada.

La máquina encargada de la realización de los ensayos se corresponde con una máquina eléctrica de baja velocidad de deformación y de eje horizontal, como se muestra en la Figura 4.14. Presenta una célula de carga de $\pm 100\text{kN}$ y una velocidad mínima de desplazamiento de $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$.



Figura 4.14. Máquina eléctrica de eje horizontal de baja velocidad de deformación.

Para la correcta ejecución del ensayo se ha empleado un conjunto de horquillas y bulones. La axialidad en la aplicación de las cargas se garantiza mediante el uso de rótulas. Para evitar derivaciones de corriente eléctrica a través del utillaje que alteren las condiciones ambientales del ensayo y puedan dañar la electrónica de la máquina, se han de utilizar juntas aislantes entre las piezas. Todos los componentes utilizados han sido diseñados y mecanizados siguiendo las directrices de la norma ASTM E1820 [62]. La configuración de las piezas empleadas en el ensayo se representa en la Figura 4.15.



Figura 4.15. Rótulas, bulones, juntas aislantes y horquillas empleadas.

La naturaleza electroquímica del fenómeno de FIA permite que el agrietamiento dependa de la aplicación de una intensidad de corriente o una diferencia de potencial a partir de una fuente externa. El empleo de un potencióstato para la realización de los ensayos, a pesar de encarecer los mismos, se convierte en una herramienta eficaz para alcanzar las intensidades o potenciales deseados y permitir la reproducibilidad de los ensayos.



Figura 4.16. Potenciostato Princeton modelo 363.

En este trabajo se ha empleado un potenciostato de la marca *Princeton Applied Research*, modelo 363 (Figura 4.16), para la generación de la intensidad de corriente entre el platino y la probeta de acero a través de la disolución ácida.

La red de platino empleada, que realiza la función del ánodo en la reacción electroquímica causante de la fragilización por hidrógeno, presenta dos láminas cuadradas de 50 mm de lado, agujereadas para lograr una mayor superficie del metal en contacto con la disolución.

La Figura 4.17 muestra la máquina eléctrica de eje horizontal, el conjunto de rótulas, horquillas, bulones y juntas aislantes, el COD con el recubrimiento aislante, la probeta de acero, la disolución ácida, el agitador magnético, la red de platino, el pH-metro y los distintos cables y conexiones procedentes del potenciostato.

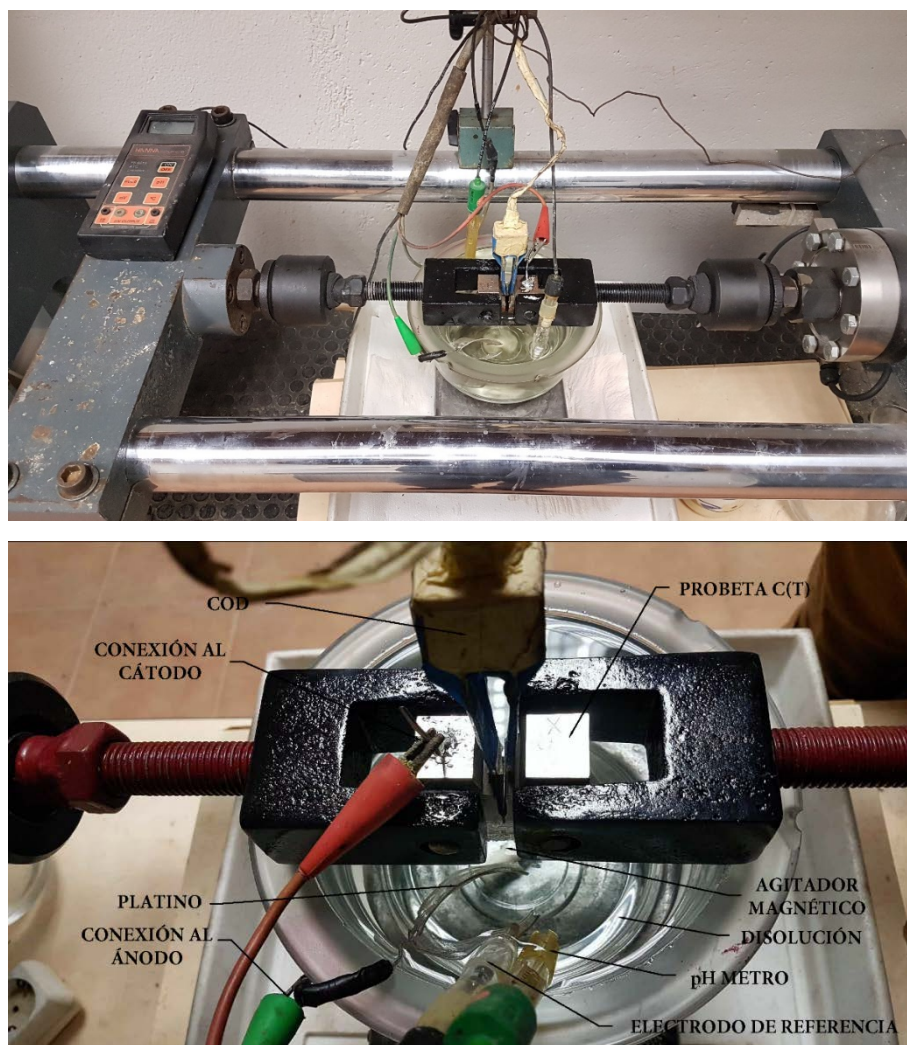


Figura 4.17. Configuración del ensayo.

La adsorción del hidrógeno por el acero se manifiesta en forma de burbujas de pequeño tamaño que se localizan en la superficie de la probeta durante el ensayo (Figura 4.18). La misión del agitador magnético es que esas burbujas se distribuyan de manera homogénea alrededor de la probeta.

Se puede comprobar en la Figura 4.18 que la grieta está sumergida en la disolución durante la realización del ensayo, de tal manera que la adsorción de hidrógeno en las proximidades de la fisura es la máxima que permite la dualidad material-ambiente.



Figura 4.18. Vista inferior de la probeta durante el ensayo.

Adicionalmente, se ha estudiado la velocidad de crecimiento de grieta en probetas prefisuradas siguiendo la metodología propuesta por la empresa *General Electric* a través de la financiación del *Electric Power Research Institute (GE-EPRI)* [51] y que ha sido empleada en diversos trabajos (por ejemplo [5,169]).

Esta metodología posibilita el cálculo de parámetros como por ejemplo K_{IEAC} , Integral J y la velocidad de propagación (da/dt), siendo el último el que centra la atención en este apartado. Conocidos los crecimientos de grieta y el tiempo durante el ensayo, la velocidad de propagación se obtiene de manera directa al aplicar la siguiente expresión:

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_i = \frac{a_{i+1} - a_i}{t_{i+1} - t_i} \quad (4.5)$$

En los ensayos, la velocidad de propagación de la grieta permanece constante durante el crecimiento subcrítico de la misma hasta que alcanza K_{IEAC} y se produce la rotura de la probeta (Figura 2.31).

4.5 ENSAYOS PARA LA DETERMINACIÓN DE K_{IEAC}^N

Una vez comprobada la afección del ambiente en los materiales propuestos y obtenidas las propiedades a tracción y el parámetro K_{IEAC} (en componentes fisurados), se procede a evaluar el efecto entalla.

Los defectos que tienen un radio finito en el fondo, frecuentes en ambientes agresivos (por ejemplo, picaduras, hendiduras y corrosión generalizada), se denominan entallas. El efecto que las entallas pueden producir en los materiales, bajo procesos de FIA, se muestra en la Figura 4.19.

De esta manera, asumiendo que cualquier defecto se comporta como una fisura, las evaluaciones de integridad estructural podrán conducir a resultados muy conservadores cuando esos defectos son entallas, debido a que los componentes entallados presentan un umbral de propagación de fisuras aparente en FIA (K_{IEAC}^N) mayor que el Factor de Intensidad de Tensiones umbral (K_{IEAC}) [102].

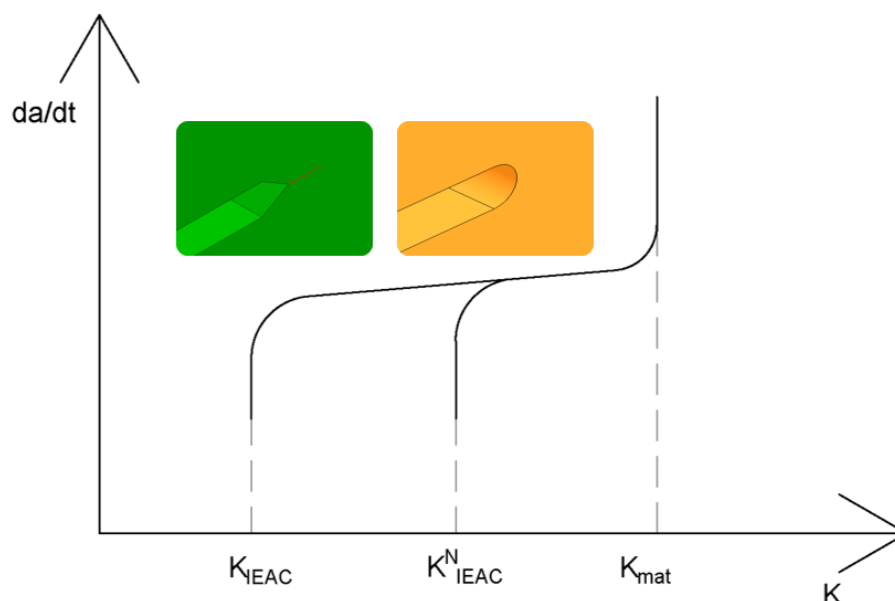


Figura 4.19. Comparación entre probetas fisuradas y entalladas de la velocidad de crecimiento de grieta en función de K .

Para realizar el análisis del efecto entalla es los materiales sometidos a procesos de FIA, se han propuesto cuatro radios de entalla: 0.25 mm, 0.50 mm, 1.00 mm, 2.00 mm. La tipología de probeta se representa en la Figura 4.20. La forma y orientación es análoga a las de las probetas C(T) empleadas en el apartado anterior.

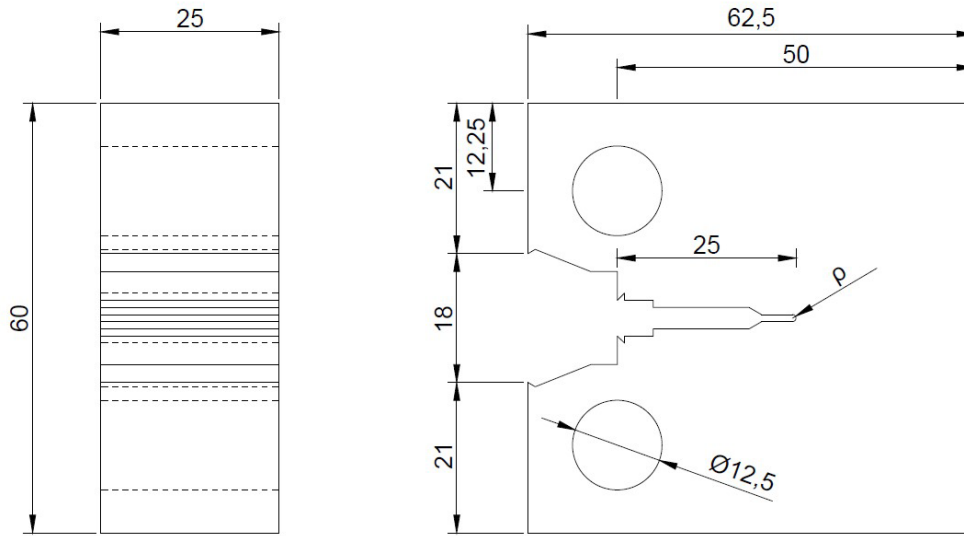


Figura 4.20. Geometría de las probetas C(T) entalladas. Dimensiones en mm.

La realización del ensayo se ha llevado a cabo en una máquina eléctrica de baja velocidad de deformación, al igual que los ensayos para la determinación de K_{IEAC} , siendo idénticas las condiciones ambientales de ensayo (polarización catódica a 1 mA/cm² y 5 mA/cm²), velocidades de desplazamiento ($6 \cdot 10^{-8}$ m/s y $6 \cdot 10^{-9}$ m/s) y configuración del mismo (apartado 4.4). El ensayo proporciona un registro continuo de la fuerza aplicada y la abertura del COD.

La ecuación (4.6) ha sido empleada para la obtención del parámetro K_{IEAC}^N .

$$K_{IEAC}^N = \frac{P_Q^N}{BW^{1/2}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (4.6)$$

donde P_Q^N es la carga aplicada en la probeta entallada con la que se inicia la FIA, que coincide con el corte de la curva fuerza-COD con la recta que pasa por el origen cuya pendiente es el 95% de la pendiente del tramo elástico-lineal del ensayo. B es el espesor de la probeta, W es la anchura y $f(a/W)$ coincide con la ecuación (4.4), donde a/W presenta un valor de 0.5 en este caso.

La configuración del ensayo debe asegurar que el fondo de entalla se encuentre siempre sumergido en la disolución, como se aprecia en la Figura 4.21. Al igual que en el apartado precedente, se aplica una agitación sobre el líquido para facilitar la acción ambiental homogénea y evitar la formación de sedimentos que desvirtúen el ensayo.

Para el cálculo de los parámetros K_{IEAC} y K^N_{IEAC} cada acero ha sido ensayado bajo dos niveles de fragilización diferentes, que se corresponden con las dos densidades de corriente empleadas para la polarización catódica (presentadas en el apartado 4.2), es decir, 1 mA/cm^2 y 5 mA/cm^2 .

Asimismo, para evaluar el efecto de la velocidad de desplazamiento del ensayo en el comportamiento del material en el ambiente agresivo, se han empleado dos velocidades muy bajas. En primer lugar se ha propuesto la velocidad mínima que proporciona la máquina encargada de la realización de los ensayos, es decir, $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$. La segunda opción propuesta para la velocidad del ensayo ha sido diez veces superior a la anterior, $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$.

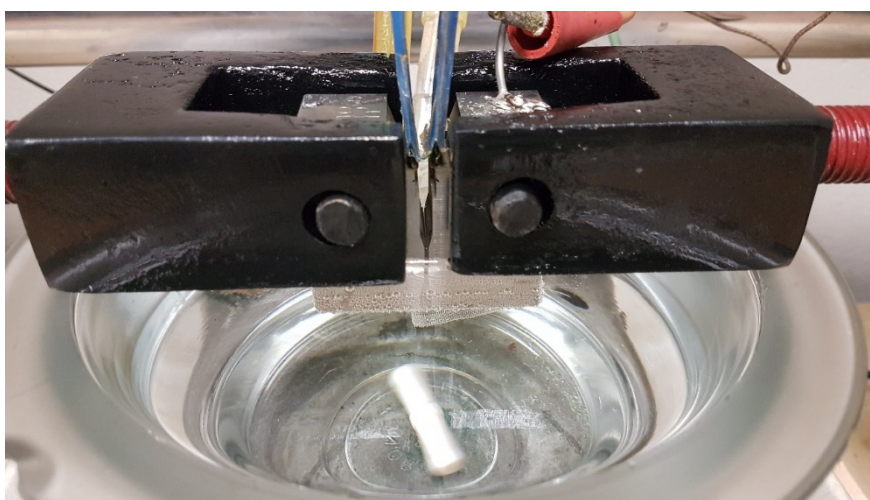


Figura 4.21. Ensayo para la determinación de K^N_{IEAC} .

Finalmente, para lograr mayor precisión en los resultados y permitir la reproducibilidad de los mismos, cada ensayo, combinando los factores anteriores (material, radio de entalla, ambiente y velocidad de desplazamiento), se ha repetido dos veces. La Tabla 4.2 muestra un resumen del programa experimental propuesto para el cálculo de K_{IEAC} y K^N_{IEAC} , con un total de ochenta ensayos de FIA.

Tabla 4.2. Resumen del programa experimental para la determinación de K_{IEAC} y K_{IEAC}^N .

Material	Ambiente (mA/cm ²)	Velocidad de desplazamiento (m/s)	Radio de entalla, ρ (mm)	Número de ensayos
X80	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.00	2
			0.25	2
			0.50	2
			1.00	2
			2.00	2
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.00	2
			0.25	2
			0.50	2
			1.00	2
			2.00	2
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.00	2
			0.25	2
			0.50	2
			1.00	2
			2.00	2
S420	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.00	2
			0.25	2
			0.50	2
			1.00	2
			2.00	2
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.00	2
			0.25	2
			0.50	2
			1.00	2
			2.00	2
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.00	2
			0.25	2
			0.50	2
			1.00	2
			2.00	2

4.6 ANÁLISIS TENSIONAL

El análisis del campo tensional en el fondo de entalla en el momento en el que la grieta comienza a propagar es necesario para obtener los parámetros de la TDC. Las simulaciones por elementos finitos permiten, de manera rápida y para geometrías variadas, calcular el campo tensional y deformacional.

Se ha construido un modelo en *Abaqus* (versión *SIMULIA Academic Research Suite 2016*) [166] que reproduce cada probeta empleada, ya que presentan geometrías de entallas diferentes. Una vez construido el modelo, el análisis se ha realizado en condiciones elástico-lineales [22]. Puesto que es un modelo 3D en aras de reproducir de la manera más precisa el comportamiento de la probeta, la malla más adecuada es la que emplea elementos hexaédricos a través de un mallado estructurado. Los elementos utilizados para mallar han sido *C3D8R-3D solid* con integración reducida. Debido a la geometría de la probeta C(T) es necesario realizar particiones manuales y mallar de manera más refinada las proximidades de la entalla, ya que es en esa zona donde los gradientes tensionales son mayores. La Figura 4.22 muestra el modelo, las particiones manuales realizadas (el color verde significa que se puede emplear el mallado estructurado) y la malla empleada.

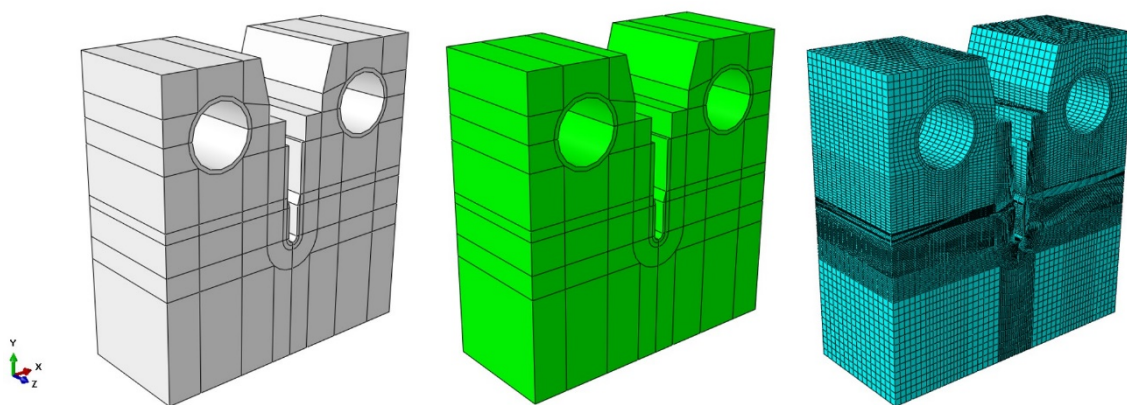


Figura 4.22. Particiones manuales y mallado empleado en el análisis por elementos finitos.

Cada partición se ha realizado de acuerdo a la geometría de la probeta, y la malla ha sido creada por número de elementos en vez de por tamaño de los mismos. De esta manera, después de realizar un análisis de sensibilidad de la malla (con diferentes geometrías de las particiones y tamaños y distribución de

la malla), el frente de entalla presenta 60 elementos alrededor del perímetro y 30 a lo largo del espesor. A medida que la distancia al frente de la entalla aumenta, el tamaño de los elementos crece paulatinamente, tal y como se representa en la Figura 4.23.

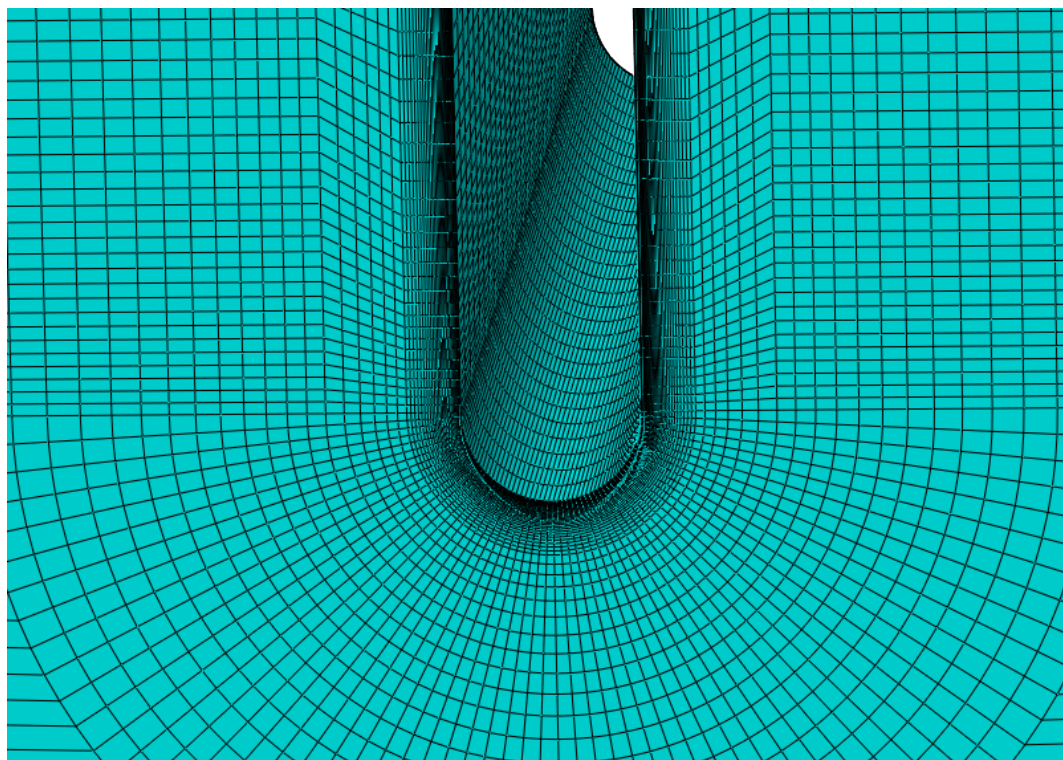


Figura 4.23. Detalle del mallado del frente de entalla.

Una vez realizado y mallado el modelo, se introducen las propiedades del material (E y ν) para el análisis elástico-lineal. Las cargas aplicadas se corresponden con las cargas experimentales en el momento en que comienzan a propagar las grietas por FIA (P^N_Q).

El análisis tensional ha sido llevado a cabo obteniendo el campo tensional de toda la probeta. Para obtener los parámetros de la TDC es necesario obtener el perfil de tensiones desde el frente del defecto y en el plano de propagación, para lo cual se ha empleado la herramienta *path* creando un “camino” desde el frente de entalla hasta el final de la probeta, en el centro de la sección media (Figura 4.24). Se ha obtenido la tensión principal en cada nodo de ese “camino”.

Los diferentes perfiles de tensiones, obtenidos en probetas sometidas al mismo ambiente y a la misma velocidad de ensayo, pero variando el radio de entalla, se han empleado para la determinación de la distancia crítica, L_{EAC} , a través del *PM*, metodología que permite, además, validar directamente la TDC.

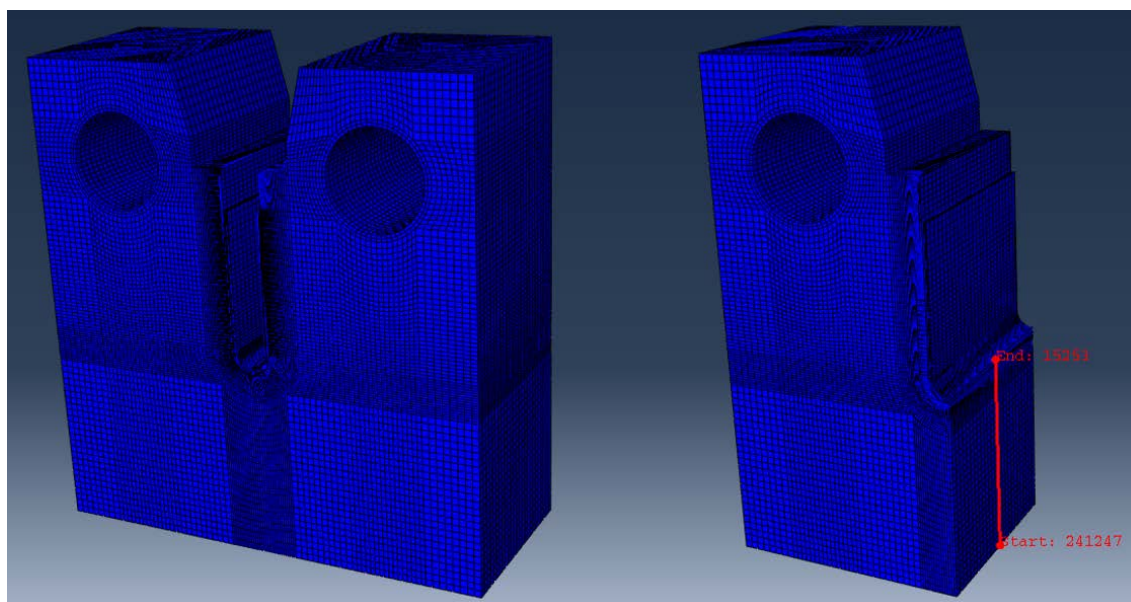


Figura 4.24. Path creado en el plano medio del frente del defecto para la obtención del perfil tensional.

4.7 ANÁLISIS DEL CONTENIDO DE HIDRÓGENO

En los estudios de FIH es preciso cuantificar el contenido en hidrógeno para relacionarlo con el mecanismo de fallo y establecer valores de concentración de hidrógeno ($[H]$) críticos. Sin embargo, no existe una normativa que describa una metodología para regular este proceso [173,174].

El método más utilizado es el Análisis de Desorción Térmica (*TDA* por sus siglas en inglés *Thermal Desorption Analysis*). Se basa en la extracción, a elevada temperatura, del hidrógeno de una probeta. A medida que aumenta linealmente la temperatura, se produce un flujo de salida del hidrógeno en función de la misma. Se emplea un gas (comúnmente el nitrógeno o el helio) como transportador del hidrógeno hacia el medidor. Para mayor precisión y fiabilidad del resultado, es necesario hacer el vacío previamente al ensayo. La forma de la probeta no está definida aunque es frecuente el uso de probetas cilíndricas de 1 g de masa y la duración del ensayo suele ser 180 segundos.

El ensayo proporciona una curva que representa el hidrógeno extraído en función del tiempo de ensayo y del contenido de hidrógeno total, en ppm. Algunos equipos con tecnologías más avanzadas son capaces de realizar análisis de la extracción de hidrógeno en función de la temperatura.

En esta Tesis Doctoral se ha empleado un medidor de hidrógeno de la marca *LECO*, modelo RH 402, con un horno de inducción, mostrado en la Figura 4.25. Las probetas, previamente a la determinación del contenido de hidrógeno, han sido cargadas en hidrógeno de la misma manera que en los ensayos para la determinación de K_{IEAC} y K_{IEAC}^N .



Figura 4.25. Medidor del contenido en hidrógeno LECO RH 402

Las probetas empleadas presentan forma cilíndrica y una masa aproximada de 1 g. Han sido obtenidas a partir del corte de probetas de tracción idénticas a las utilizadas para la determinación de σ_{EAC} , y cargadas previamente con las intensidades de corriente empleadas en los ensayos mecánicos (5 mA/cm² y 1 mA/cm²). En el mecanizado se ha utilizado una máquina cortadora de precisión de la marca *Struers*, modelo *Secotom 15* (Figura 4.26).



Figura 4.26. Cortadora de precisión empleada para la obtención de las probetas de [H].

Se han empleado cinco probetas por cada material y ambiente agresivo, realizando un total de veinte ensayos de contenido de hidrógeno, como muestra la Tabla 4.3.

Tabla 4.3. Resumen del programa experimental para la determinación de [H].

Material	Ambiente (mA/cm ²)	Número de ensayos [H]
X80	5	5
	1	5
S420	5	5
	1	5

4.8 ANÁLISIS DE LOS MICROMECHANISMOS DE FALLO

Por último, para esclarecer los diferentes micromecanismos de propagación de fisura, se ha realizado un análisis de la superficie de fractura a través del microscopio electrónico de barrido (*SEM* por sus siglas en inglés *Scanning Electron Microscopy*) de la marca *ZEIS*, modelo *EVOMA15*, como muestra la Figura 4.27.



Figura 4.27. Microscopio electrónico de barrido.

Una vez finalizados los ensayos para la determinación de K_{IEAC} y K_{IEAC}^N , las probetas C(T) se dividen en dos partes. Posteriormente se procede a la limpieza previa a la observación de la zona de propagación de fisura a través del microscopio. El método de limpieza consiste en la introducción de la probeta en un baño de ultrasonidos durante 30 minutos, estando sumergidas en acetona, para eliminar cualquier resto de la disolución empleada en el ensayo. A continuación, se introducen en la cámara del microscopio, se hace el vacío en la misma para lograr mejor resolución y se realiza el análisis, que se centra en la superficie de fractura próxima al frente de entalla, correspondiendo con el inicio de la propagación de grieta. El análisis fractográfico se ha llevado a cabo realizando una serie de aumentos que varían en el rango de 15-1500 y estudiando cada material, ambiente agresivo, radio de entalla y velocidad de ensayo de manera independiente.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS

5.1 INTRODUCCIÓN

Este capítulo recoge los resultados de los ensayos experimentales descritos anteriormente. En primer lugar, se muestran los resultados de la tensión umbral en FIA (σ_{EAC}), que determinan la susceptibilidad del material al ambiente. A continuación, se presentan los resultados del contenido de hidrógeno en los dos aceros seleccionados para cada nivel de densidad de corriente empleada. Posteriormente se exponen los valores de K_{IEAC} y K_{IEAC}^N obtenidos de probetas C(T) fisuradas y entalladas, respectivamente. A través de estos últimos ensayos, se determinan los parámetros de la TDC mediante los perfiles tensionales proporcionados por simulaciones de elementos finitos.

Una vez obtenidos los parámetros L_{EAC} y K_{IEAC} se ha aplicado la metodología propuesta en el Capítulo 3 para establecer predicciones del umbral

de propagación de fisuras aparente en componentes entallados (K_{IEAC}^N), comparando las mismas con los resultados experimentales.

Seguidamente, se han analizado los resultados obtenidos y las predicciones proporcionadas por la TDC haciendo especial hincapié en el efecto del radio de entalla, la densidad de corriente empleada y la velocidad de ensayo utilizada en cada material.

Finalmente, se ha realizado un análisis de las superficies de fractura mediante el microscopio electrónico de barrido (*SEM*), que esclarece los micromecanismos de fallo de los aceros estudiados en las condiciones agresivas utilizadas.

5.2 RESULTADOS DE LOS ENSAYOS

En este apartado se exponen los resultados de todos los ensayos llevados a cabo en esta Tesis Doctoral, junto con un análisis crítico de los mismos.

5.2.1 Resultados de los ensayos σ_{EAC}

De acuerdo a la normativa ASTM F1624 [165], para el cálculo de la tensión umbral por debajo de la cual no se produce el fallo por FIA (σ_{EAC}) es necesario realizar un ensayo de tracción al aire, cuyo valor de carga máxima se empleará como cota superior del primer ensayo por escalones incrementales.

Adicionalmente, para comprobar de manera cualitativa la susceptibilidad del material a los ambientes estudiados, han sido realizados ensayos de tracción lenta (velocidad de desplazamiento de $6 \cdot 10^{-8}$ m/s) para cada densidad de corriente utilizada, es decir, 1 mA/cm² y 5 mA/cm².

La Figura 5.1 y la Figura 5.2 muestran las curvas tensión-deformación de los aceros X80 y S420, respectivamente, al aire, 1 y 5 mA/cm². Para una mayor precisión, se muestra el detalle de la zona de mayor interés de la curva.

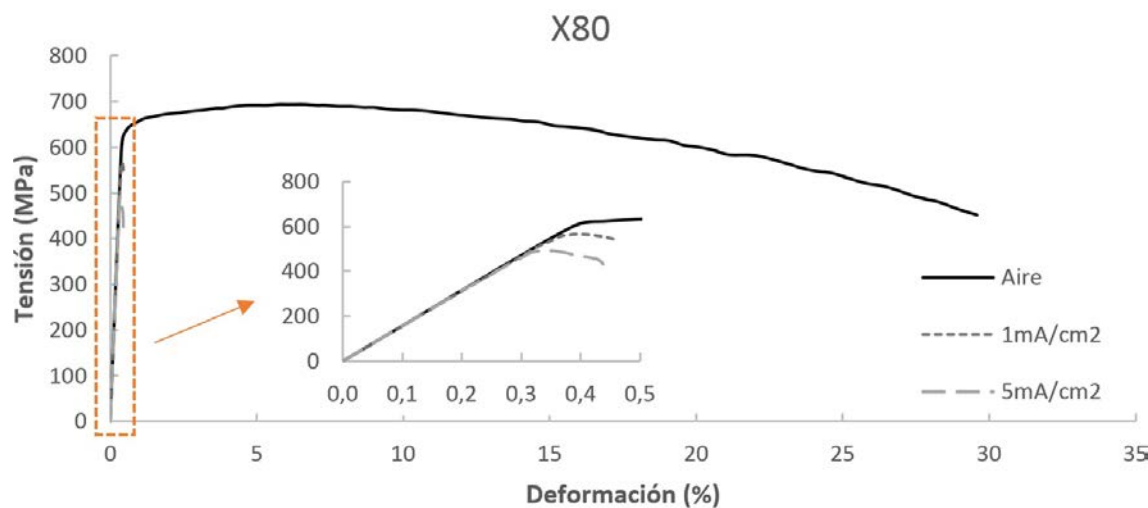


Figura 5.1. Curvas tensión-deformación del acero X80 al aire y expuesto a los ambientes agresivos estudiados.

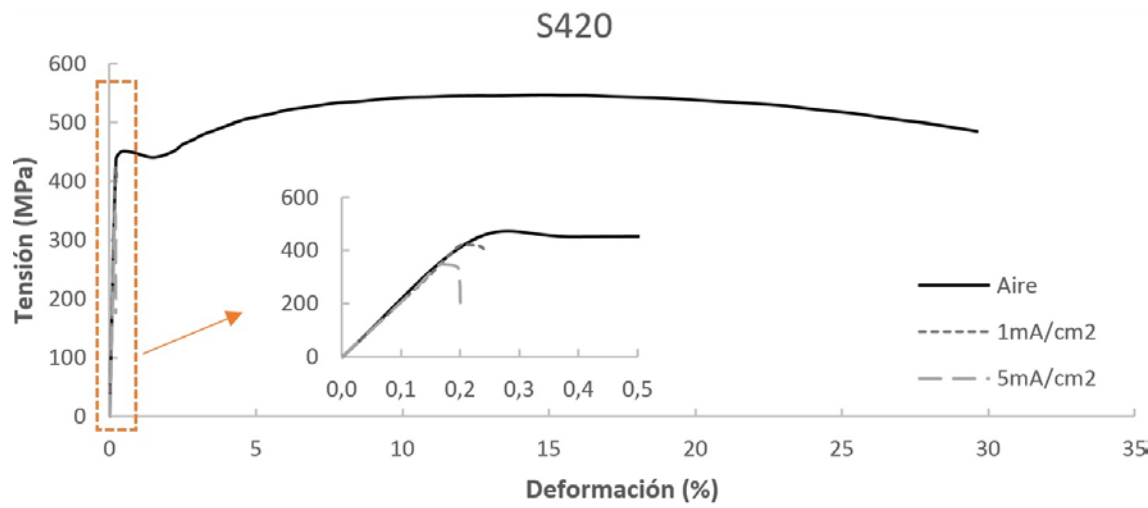


Figura 5.2. Curvas tensión-deformación del acero S420 al aire y expuesto a los ambientes agresivos estudiados.

Los parámetros obtenidos de las curvas de tracción en ambiente inerte (aire) y en los ambientes agresivos empleados, se representan en la Tabla 5.1.

Tabla 5.1. Propiedades a tracción de los aceros X80 y S420 en los ambientes estudiados.

Material	E (GPa)	Aire			1 mA/cm ²			5 mA/cm ²		
		σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)
X80	209.90	621.31	692.93	6.90	566.57	566.57	0.39	492.57	492.57	0.34
S420	206.40	447.74	547.17	13.90	424.42	424.42	0.20	348.62	348.62	0.17

Se puede apreciar que la pendiente del tramo elástico-lineal en cada material es igual sea cual sea el ambiente en el que se realice el ensayo. Esto significa que el módulo de elasticidad (E) permanece constante en cada material independientemente de las condiciones de ensayo.

El límite elástico (σ_y) de los dos aceros estudiados se reduce a medida que aumenta la densidad de corriente aplicada en el ensayo. El acero X80, que presenta un límite elástico de 621.31 MPa al aire, reduce este parámetro un 8.81% (566.57 MPa) y un 20.72% (492.57 MPa) cuando la densidad de corriente aplicada durante el ensayo es de 1 mA/cm² y 5 mA/cm², respectivamente. Por su parte, la reducción que se produce en el acero S420 es de un 5.21% y un 22.14%, obteniéndose unos valores del límite elástico a 1 mA/cm² y 5 mA/cm² de 424.42 MPa y 348.62 MPa, respectivamente.

Debido a la fragilización de los aceros en los ambientes agresivos empleados, se ha considerado que la tensión de rotura (σ_u) en dichos ambientes coincide con el límite elástico correspondiente (σ_y). Teniendo en cuenta esta consideración, las reducciones de la tensión de rotura que el ambiente agresivo a 1 mA/cm² y 5 mA/cm² producen en el acero X80 son del 18.25% y del 28.91%, respectivamente. En el acero S420 estas reducciones son del 22.43% y del 36.29%, respectivamente.

Otro aspecto fundamental es la pérdida de ductilidad que produce el hidrógeno. La deformación bajo carga máxima (e_{max}) se reduce de manera notable cuando se ensaya en condiciones de fragilización por hidrógeno en comparación con los resultados al aire. Dentro de los ensayos en condiciones de ambiente agresivo, la densidad de corriente que mayor nivel de fragilización produce es la de 5 mA/cm² en los dos aceros estudiados. El acero X80 reduce su deformación bajo carga máxima del 6.90% en aire, al 0.39% y al 0.34% en condiciones de polarización catódica con una densidad de corriente de 1 mA/cm² y 5 mA/cm², respectivamente. Esto supone, en cada caso, un descenso del 94.35% y del 95.07%. Por su parte, el acero S420 presenta una deformación bajo carga máxima en ambiente inerte del 13.90%, reduciéndose un 98.56% en condiciones de 1 mA/cm² de densidad de corriente y un 98.78% cuando la

densidad de corriente es 5 mA/cm^2 , alcanzando los valores de 0.20% y 0.17%, respectivamente.

Los resultados revelan que ambos aceros son susceptibles de padecer fenómenos de FIA en las condiciones ambientales establecidas, debido a que manifiestan una reducción importante de las propiedades mecánicas. Por este motivo se han llevado a cabo ensayos para la determinación de σ_{EAC} según la normativa ASTM F1624 [165], cuyos resultados para el acero X80 se muestran en la Figura 5.3 y, en el caso del acero S420, en la Figura 5.4.

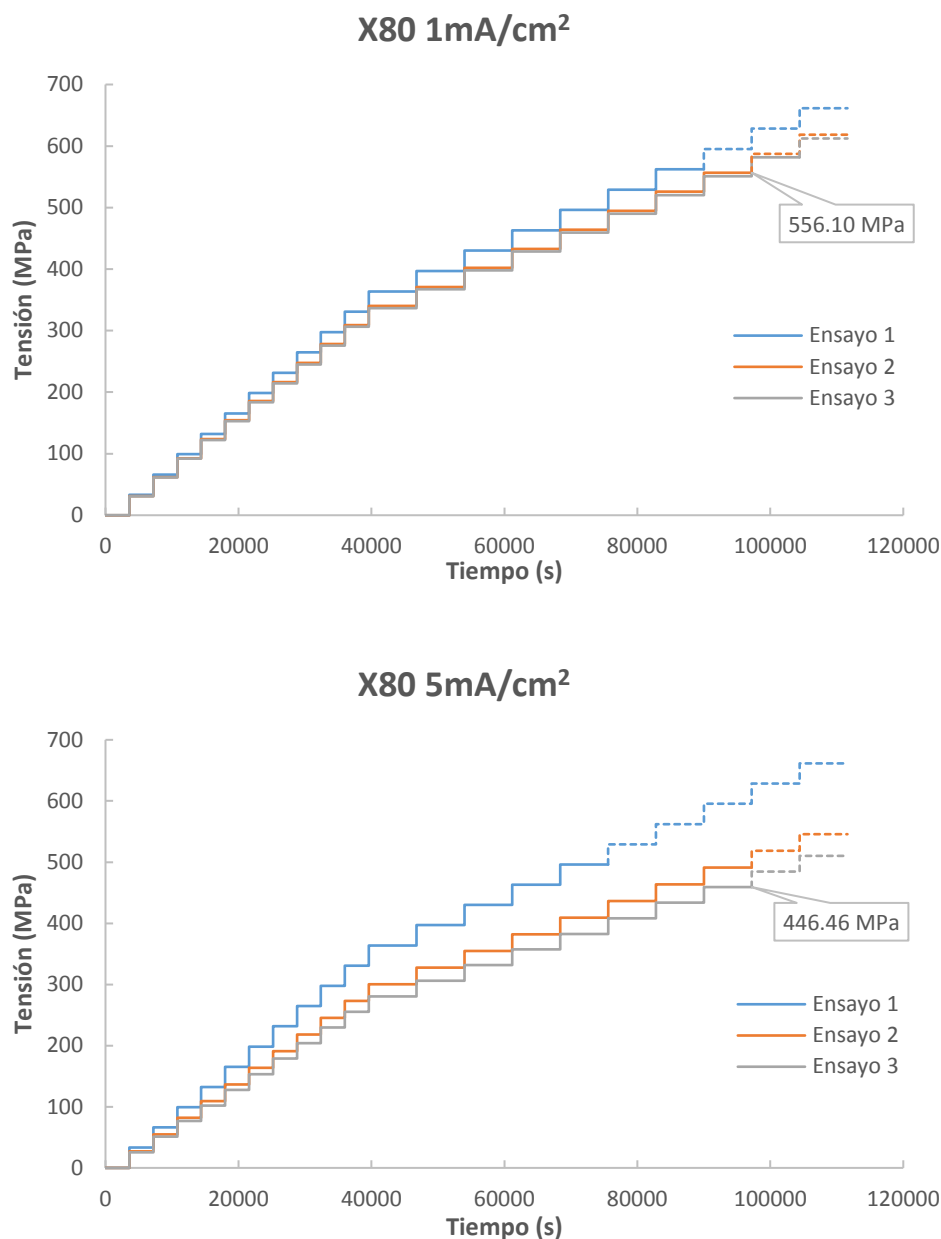


Figura 5.3. Resultados del ensayo de escalones incrementales en el acero X80 [165].

Las líneas continuas representan los escalones de carga a los que ha sido sometida la probeta antes de romper. Las líneas discontinuas simbolizan los escalones de carga planificados pero no realizados debido a la rotura de la probeta. En la Tabla 5.2 se muestran los resultados de los valores obtenidos de σ_{EAC} para los dos materiales en cada ambiente.

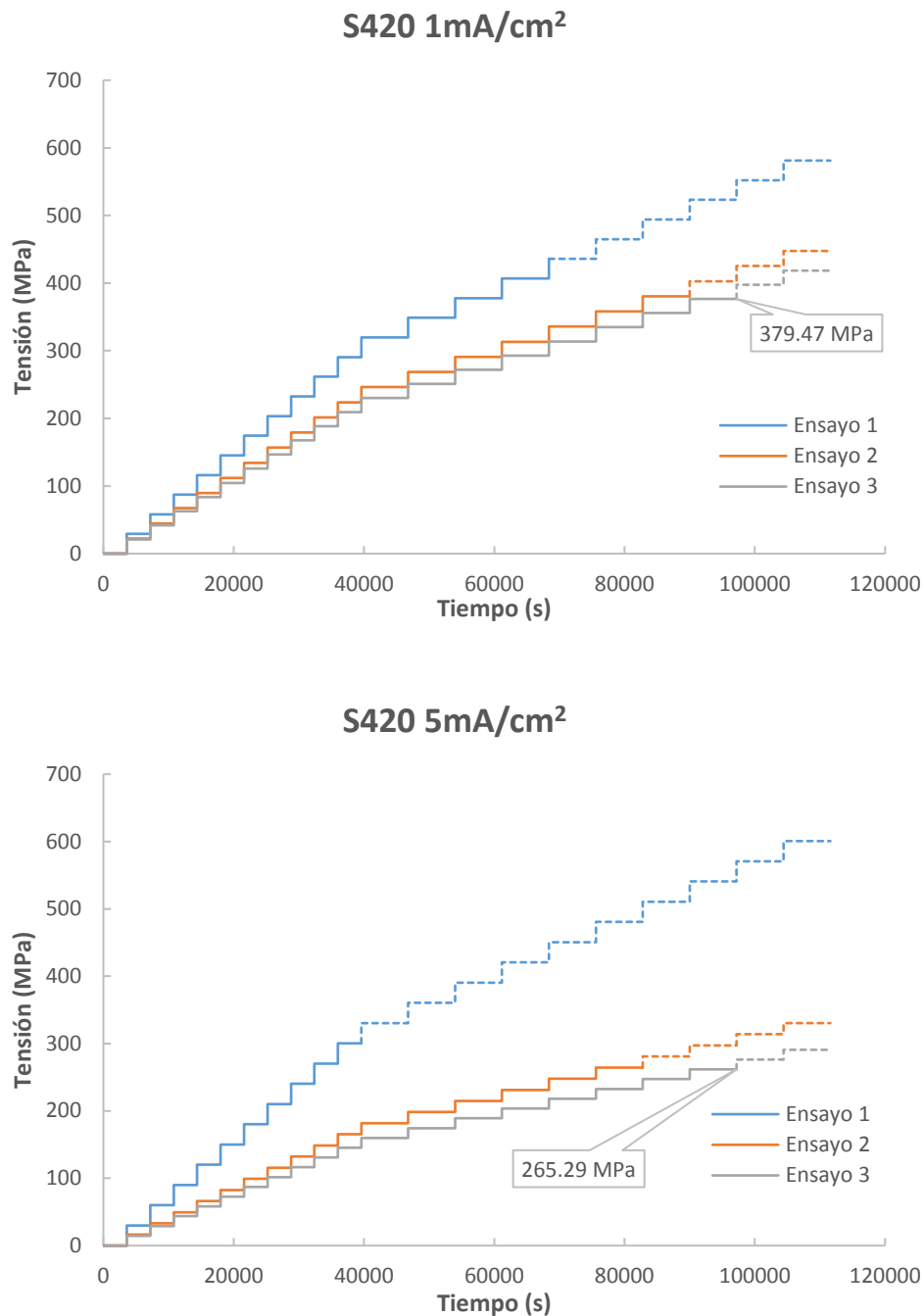


Figura 5.4. Resultados del ensayo de escalones incrementales en el acero S420 [165].

Los resultados reflejan la misma tendencia que la mostrada en los ensayos de tracción lenta en ambiente, es decir, que la tensión umbral (σ_{EAC}) disminuye cuando aumenta la densidad de corriente aplicada en el ensayo. En comparación con la tensión de rotura al aire, la tensión umbral supone un descenso del 51.51% y del 30.64% en el caso del acero S420 a 5 mA/cm² y a 1 mA/cm², respectivamente, y del 35.57% y del 19.75% en el acero X80.

Tabla 5.2. Valores de σ_{EAC} obtenidos.

Material	X80		S420	
Densidad de corriente (mA/cm ²)	5	1	5	1
σ_{EAC} (MPa)	446.46	556.10	265.29	379.47

5.2.2 Contenido de hidrógeno

La Tabla 5.3 muestra los resultados de los ensayos realizados para cuantificar el contenido de hidrógeno presente en cada material, para las dos densidades de corriente empleadas. Se representa cada uno de los cinco ensayos realizados por cada combinación material-ambiente, así como el valor medio de los mismos.

Como se puede apreciar en dicha tabla, el valor de la concentración de hidrógeno aumenta con la densidad de corriente. En el caso del acero X80, la concentración de hidrógeno aumenta un 57.9% en condiciones de 5 mA/cm² en comparación con la obtenida con una densidad de corriente cinco veces inferior, es decir, 1 mA/cm². El acero S420 presenta un aumento del 37.4% de la concentración de hidrógeno cuando la densidad de corriente aplicada aumenta de 1 a 5 mA/cm².

Este resultado evidencia que, para los materiales estudiados, una mayor densidad de corriente aplicada provoca una mayor capacidad de adsorción de hidrógeno y, consecuentemente, un mayor efecto fragilizador del mismo.

También se aprecia que tanto el acero X80 como el S420 manifiestan una gran capacidad de atrapamiento de hidrógeno en las dos condiciones ambientales estudiadas. La concentración de hidrógeno en el acero S420 es

mayor que la del acero X80, para una misma densidad de corriente aplicada, presentando un aumento del 22.7% y del 41.1% en los casos de 5 y 1 mA/cm², respectivamente. Esta diferencia se puede considerar de menor importancia, quedando justificada por las variaciones en la composición química y en la microestructura de ambos materiales.

Tabla 5.3. Resultados del contenido de hidrógeno.

Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Concentración de H (ppm)	
X80	5	9.54	
		8.52	
		10.30	9.79
		11.35	
		9.24	
	1	6.78	
		5.67	
		7.04	6.20
		5.15	
		6.38	
S420	5	12.48	
		12.96	
		11.46	12.02
		10.87	
		12.33	
	1	8.40	
		9.02	
		8.56	8.75
		8.63	
		9.15	

5.2.3 Resultados de los ensayos K_{IEAC} y K^N_{IEAC}

Este apartado recoge los resultados del umbral de propagación de fisuras (K_{IEAC}) en los dos aceros estudiados para cada nivel de densidad de corriente empleada en los ensayos. Asimismo, se muestran los resultados del umbral de propagación de fisuras aparente (K^N_{IEAC}) y la evolución de este parámetro con el radio de entalla, con la velocidad de ensayo y con las condiciones ambientales del mismo.

La configuración del ensayo ha de garantizar que el defecto (sea fisura o entalla) se encuentra sumergido en la disolución, propiciando la adsorción de hidrógeno. Estas condiciones protegen al material frente a la corrosión de la zona sumergida pero lo hacen susceptible de padecer fenómenos de FH. La Figura 5.5 representa una probeta C(T) entallada ($\rho = 0.50$ mm), una vez terminado el ensayo y antes de la división de la probeta en dos mitades para el análisis de la superficie de fractura.

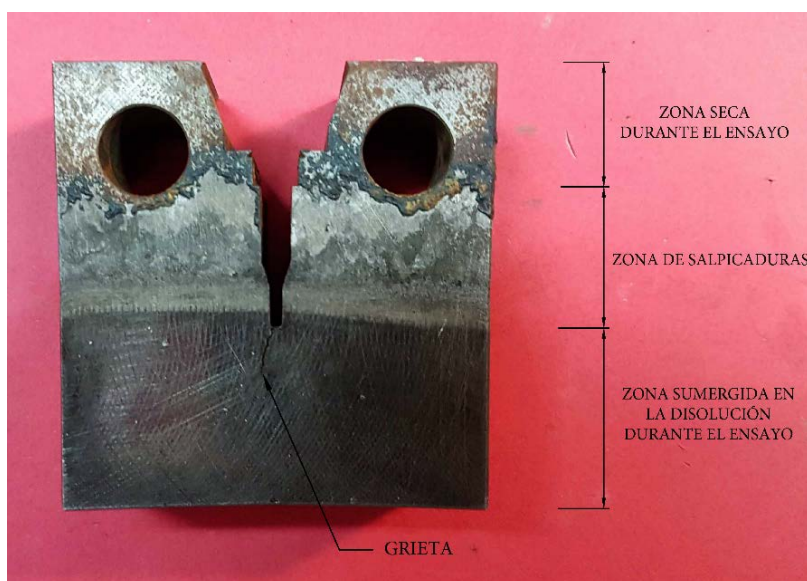


Figura 5.5. Diferentes zonas presentes en una probeta C(T) ensayada.

Se pueden apreciar tres zonas en la probeta: la zona inferior, que ha estado sumergida en la disolución, revela una parte de la probeta con ausencia de óxidos, cuya superficie no se ha visto alterada durante el ensayo debido a la polarización catódica y a una correcta recirculación de la disolución; la zona superior, que se emplea para la colocación de las horquillas y bulones, ha

permanecido seca durante el ensayo, no obstante, debido a la atmósfera agresiva propia de la disolución ácida se aprecia herrumbre en su superficie. Por último, la zona intermedia (o zona de salpicaduras) se comporta como una franja de transición entre las capas de los extremos.

La Figura 5.6 y la Figura 5.7 muestran la iniciación de la grieta y la propagación de la misma en una probeta C(T) entallada (en este caso $\rho = 2.00$ mm). En estas figuras también se aprecian las tres zonas que previamente han sido descritas.



Figura 5.6. Iniciación de la grieta por FIA durante el ensayo en una probeta C(T).

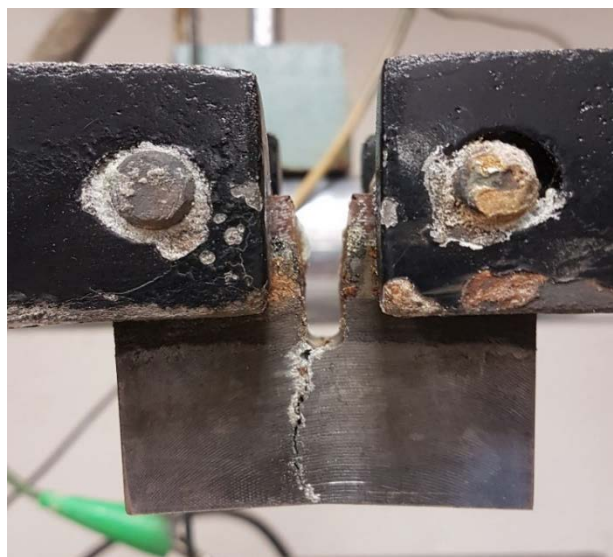


Figura 5.7. Propagación de la grieta por FIA hasta la rotura final en una probeta C(T) ensayada.

Durante el ensayo se realiza un registro continuo de la carga aplicada y del COD. A través de esos datos se obtiene el parámetro P_Q y, posteriormente, se calcula K_{IEAC} (si las probetas son fisuradas) o K_{IEAC}^N (en el caso de probetas entalladas) [139].

En la Figura 5.8 y la Figura 5.9 se muestran las curvas carga-COD de los aceros X80 y S420 obtenidas en los ensayos y la variación de las mismas con el radio de entalla de las probetas para cada una de las densidades de corriente aplicadas. Se puede apreciar un claro efecto entalla en los dos aceros, aumentando el valor tanto de la carga máxima del ensayo como de P_Q con el radio de entalla. El efecto de la densidad de corriente en el acero S420 se refleja en un descenso de la carga P_Q , de la carga máxima de ensayo y del valor del COD asociado a dicha carga en condiciones de 5 mA/cm². Este mismo resultado se manifiesta al comparar la velocidad de ensayo, siendo más agresiva para el material la velocidad más lenta, en este caso, 6·10⁻⁹ m/s. En acero X80 presenta el mismo efecto en la velocidad de ensayo que el S420, mientras que el efecto de la densidad de corriente aplicada es mínimo, pudiendo incluso aumentar P_Q en los ensayos a 1 mA/cm². Los valores de K_{IEAC} y de K_{IEAC}^N del acero X80 y S420 se representan en la Tabla 5.4 y en la Tabla 5.5, respectivamente.

Cabe destacar que el valor de K_{IEAC} obtenido de ensayos con probetas prefisuradas corresponde con la media aritmética de los dos ensayos por condición realizados. Siguiendo este procedimiento, los resultados de K_{IEAC} se publican en la Tabla 5.6.

Adicionalmente, se ha estudiado la velocidad de crecimiento de grieta en probetas prefisuradas siguiendo la metodología propuesta por *General Electric* a través de la financiación del *Electric Power Research Institute* (GE-EPRI) [51] y utilizada con anterioridad en [5,169]. Esta metodología posibilita el cálculo de parámetros como, por ejemplo, K_{IEAC} , Integral J y la velocidad de propagación (da/dt), siendo esta última la que centra la atención en este apartado. En los ensayos, la velocidad de propagación de la grieta permanece constante durante el crecimiento subcrítico de la misma hasta que alcanza K_{mat} y se produce la rotura de la probeta (ver Figura 2.31).

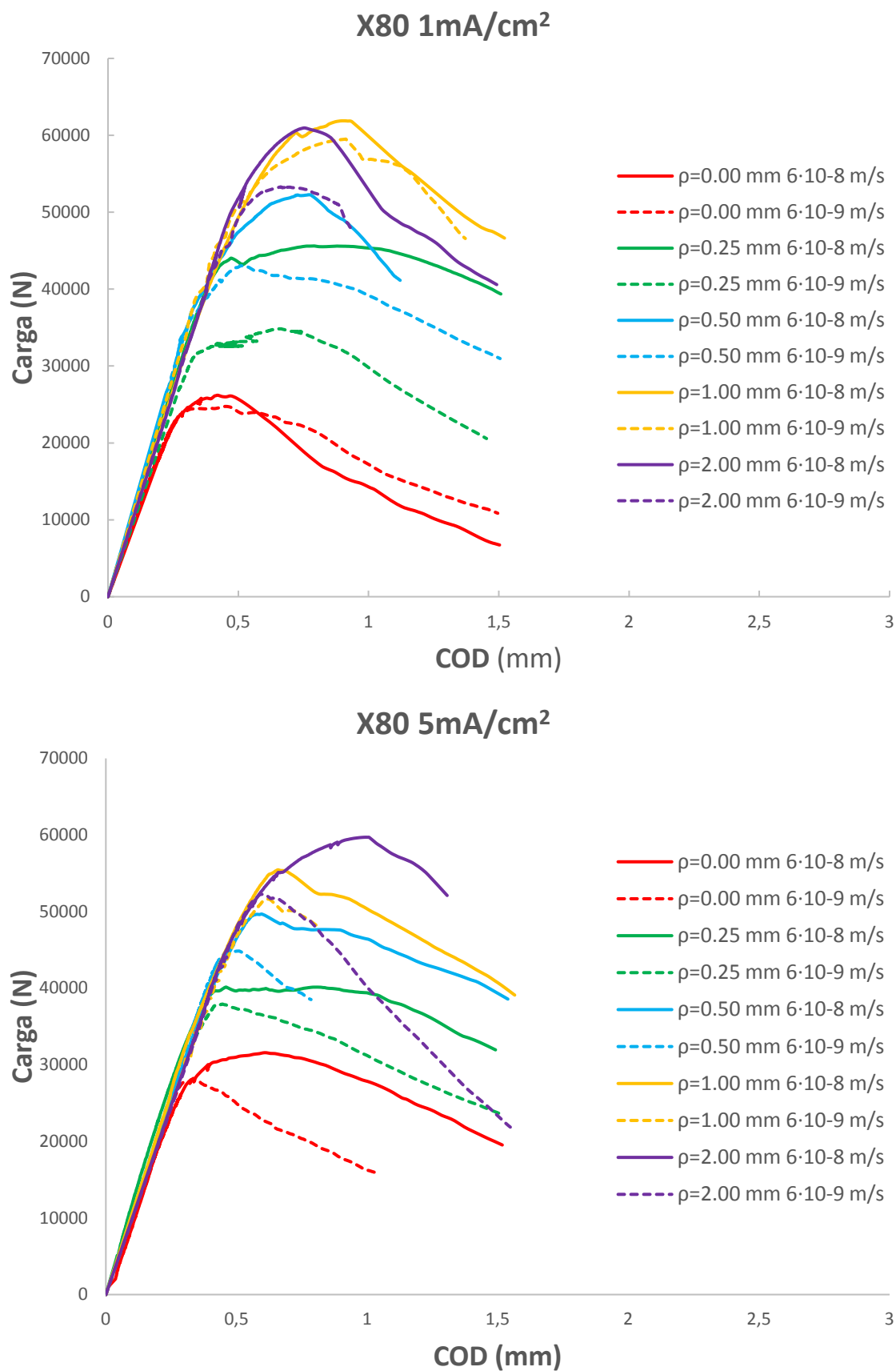


Figura 5.8. Curvas Carga-COD del acero X80 a 1 mA/cm² y 5 mA/cm², respectivamente.

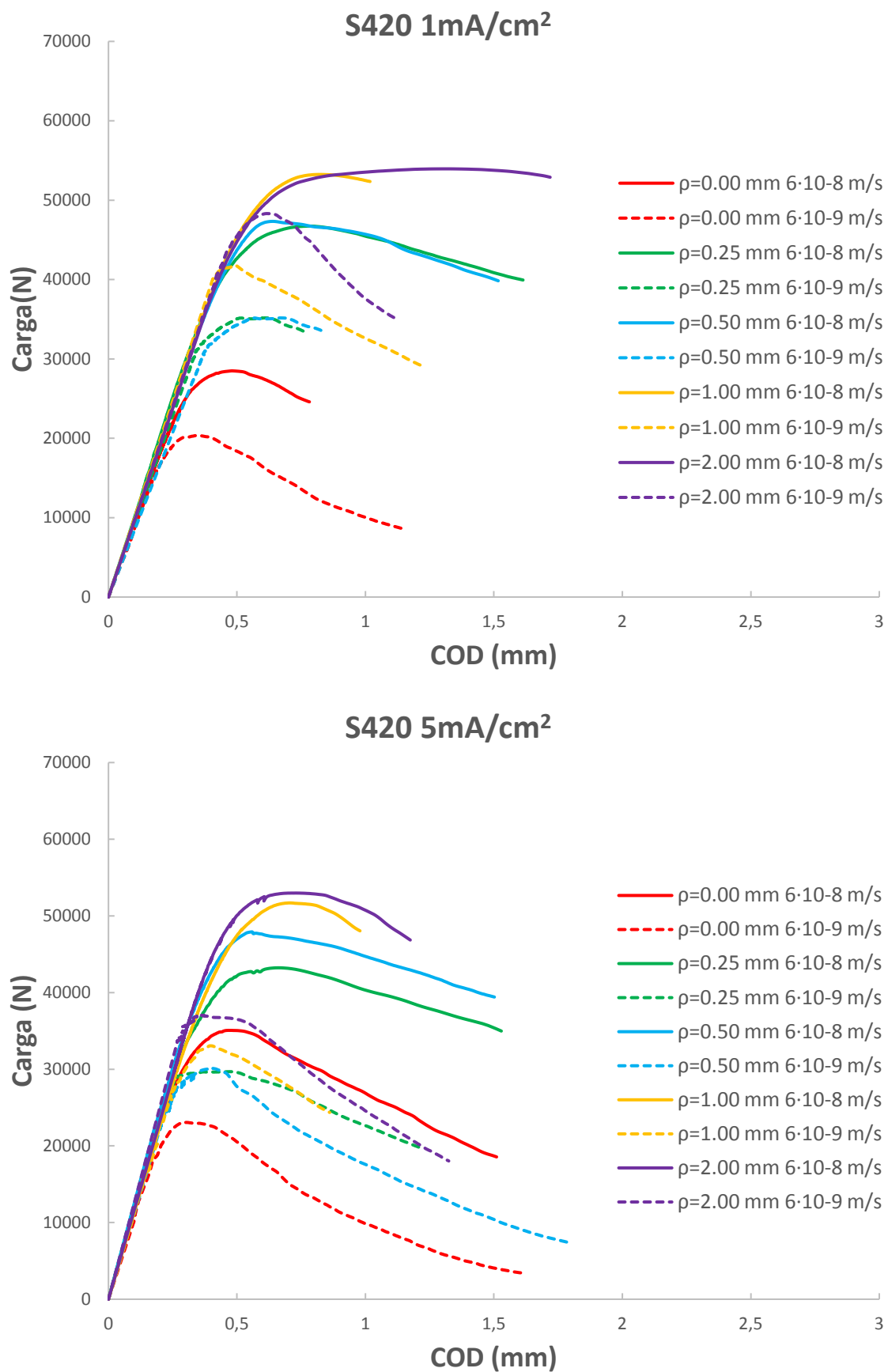


Figura 5.9. Curvas Carga-COD del acero S420 a 1 mA/cm² y 5 mA/cm², respectivamente.

Tabla 5.4. Valores de K_{IEAC} y K_{IEAC}^N obtenidos en el acero X80.

Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	ρ (mm)	P_Q (kN)	K_{IEAC}^N (MPa·m ^{0.5})
X80	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.00	27.86	67.42
				23.12	53.16
			0.25	34.41	63.21
				34.85	64.01
			0.50	38.26	70.28
				42.75	78.52
		$6 \cdot 10^{-9}$	1.00	44.50	81.74
				42.93	78.87
			2.00	56.24	103.31
				54.20	99.56
			0.00	26.95	67.31
				26.87	63.15
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.25	34.47	63.32
				35.44	65.10
			0.50	39.81	73.13
				38.59	70.90
			1.00	44.51	81.76
				47.20	86.71
		$6 \cdot 10^{-9}$	2.00	54.04	99.27
				51.22	94.09
			0.00	24.30	60.00
				24.32	56.74
			0.25	30.70	56.40
				33.93	62.33
			0.50	33.53	61.58
				36.25	66.59
			1.00	37.90	69.62
				41.49	76.21
			2.00	51.24	94.12
				48.48	89.05
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.00	27.57	69.13
				27.07	60.06
			0.25	31.80	58.41
				35.28	64.81
			0.50	35.84	65.84
				-	-
			1.00	36.93	67.84
				39.21	72.02
			2.00	45.49	83.57
				-	-

Tabla 5.5. Valores de K_{IEAC} y K_{IEAC}^N obtenidos en el acero S420.

Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	ρ (mm)	P_Q (kN)	K_{IEAC}^N (MPa·m ^{0.5})
S420	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.00	28.76	67.58
				24.01	61.25
			0.25	34.70	63.74
				33.94	62.34
			0.50	37.09	68.13
				34.21	62.84
		$6 \cdot 10^{-9}$	1.00	41.09	75.48
				40.49	74.37
			2.00	45.45	83.49
				45.67	83.89
			0.00	15.71	40.56
				20.66	49.98
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.25	26.41	48.51
				27.57	50.64
			0.50	27.59	50.68
				28.21	51.82
			1.00	30.33	55.71
				28.43	52.23
		$6 \cdot 10^{-9}$	2.00	37.21	68.36
				35.77	65.71
			0.00	24.89	62.17
				24.65	61.61
			0.25	39.36	72.31
				36.57	67.18
	0.5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.50	41.21	75.70
				39.68	72.90
			1.00	44.94	82.54
				43.86	80.58
			2.00	47.13	86.57
				46.60	85.60
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.00	19.58	45.40
				20.03	51.22
			0.25	34.00	62.45
				32.14	59.04
			0.50	37.55	68.98
				37.01	67.99
	0.2	$6 \cdot 10^{-9}$	1.00	43.90	80.64
				41.33	75.93
			2.00	45.66	83.88
				44.76	82.22

Dos de los ensayos planificados en acero X80 no se han podido llevar a cabo debido a que presentaron problemas técnicos que desvirtuaron los resultados. En uno de ellos, correspondiente a una probeta con radio de entalla de 2.00 mm, la célula de carga de la máquina no alcanzó suficiente fuerza como para provocar la rotura de la muestra, por lo que el ensayo se interrumpió sin lograr la propagación de grieta por FIA. En el segundo ensayo frustrado, que se corresponde con una probeta de radio 0.50 mm, se produjo un corte de luz en el laboratorio, razón por la cual se vieron afectadas las condiciones de densidad de corriente aplicada, velocidad de desplazamiento de la máquina, recirculación de la disolución y toma de datos. Por estos motivos, en el acero X80, velocidad de ensayo de $6 \cdot 10^{-9}$ m/s y 1 mA/cm^2 de densidad de corriente, no se han podido duplicar los resultados en el caso de los radios de entalla de 0.50 mm y 2.00 mm.

Tabla 5.6. Valores de K_{IEAC} de los aceros X80 y S420.

Material	Densidad de corriente (mA/cm^2)	Velocidad de ensayo (m/s)	K_{IEAC} ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$)
X80	5	$6 \cdot 10^{-8}$	60.29
		$6 \cdot 10^{-9}$	65.23
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	58.37
		$6 \cdot 10^{-9}$	64.59
S420	5	$6 \cdot 10^{-8}$	64.41
		$6 \cdot 10^{-9}$	45.27
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	61.89
		$6 \cdot 10^{-9}$	48.31

Los resultados de K_{IEAC} muestran cómo el efecto de la densidad de corriente y la velocidad de ensayo en las probetas fisuradas apenas se aprecia en el acero X80, llegando incluso a aumentar el valor de K_{IEAC} en condiciones de 1 mA/cm^2 y velocidades de $6 \cdot 10^{-8}$ m/s, mientras que en el acero S420 sí que se aprecia un descenso importante en los ensayos con mayor densidad de corriente, así como con velocidades de ensayo más lentas donde la reducción de este parámetro llega a alcanzar el 29.72% (en el caso del acero S420 a 5 mA/cm^2).

La explicación del aumento de K_{IEAC} en acero X80 cuando la densidad de corriente es mayor viene dada por la alcalinización que las condiciones de ensayo pueden causar en el acero. Este fenómeno, que aumenta con la densidad de corriente aplicada, reduce la generación de hidrógeno y crea una capa de óxido en la superficie de la probeta que previene la adsorción del hidrógeno en el metal [175,176].

Los resultados de los ensayos en cada material se representan en la Figura 5.10. Estas gráficas presentan en el eje de ordenadas el valor del umbral de propagación de fisuras aparente en FIA (K_{IEAC}^N) y en el eje de abscisas la raíz cuadrada del radio de entalla ($\rho^{0.5}$). El motivo por el cual no se representa ρ directamente es porque, dimensionalmente hablando, el radio de entalla en las ecuaciones (3.3) y (3.4), que se emplean para predecir K_{IEAC}^N mediante el *PM* y el *LM*, se encuentra dentro de una raíz cuadrada.

El acero X80 muestra valores mayores del umbral de propagación de fisuras aparente en FIA en condiciones de 1 mA/cm² en comparación con una densidad de corriente 5 veces superior, mientras que el acero S420 manifiesta la tendencia contraria. En los dos casos el efecto de la velocidad de ensayo es el mismo: a medida que el ensayo se realiza a menor velocidad, los resultados revelan valores de K_{IEAC}^N más bajos.

Los resultados experimentales obtenidos y agrupados por densidad de corriente y velocidad de ensayo de los aceros X80 y S420 se ilustran en la Figura 5.11 y la Figura 5.12, respectivamente. Según estos resultados, tanto el acero X80 como el S420, en los ensayos a 5 mA/cm², muestran que existe un radio de entalla por debajo del cual el efecto entalla es despreciable (fenómeno que se ha observado en numerosos ensayos de fractura [22]). En los dos materiales este valor coincide con el radio de entalla más pequeño analizado, es decir, $\rho = 0.25$ mm. Del mismo modo, se aprecia cómo el acero S420 en los ensayos a 1 mA/cm² presenta un radio de entalla por encima del cual el umbral de propagación de fisuras aparente en FIA apenas aumenta su valor debido al efecto entalla. Dicho radio de entalla es $\rho = 1.00$ mm.

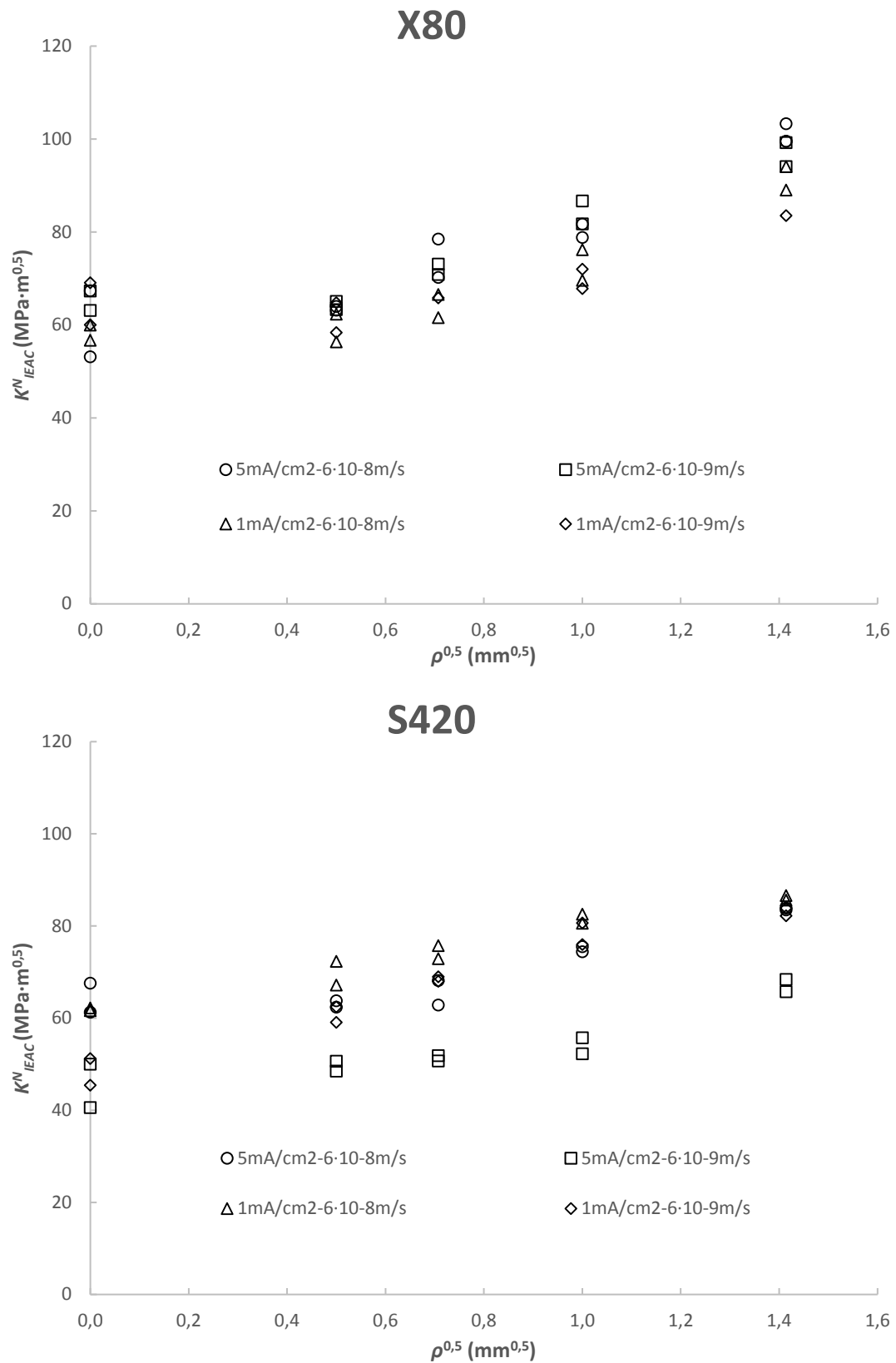


Figura 5.10. Representación de los ensayos de K^N_{IEAC} de los aceros X80 (parte superior) y S420 (parte inferior)

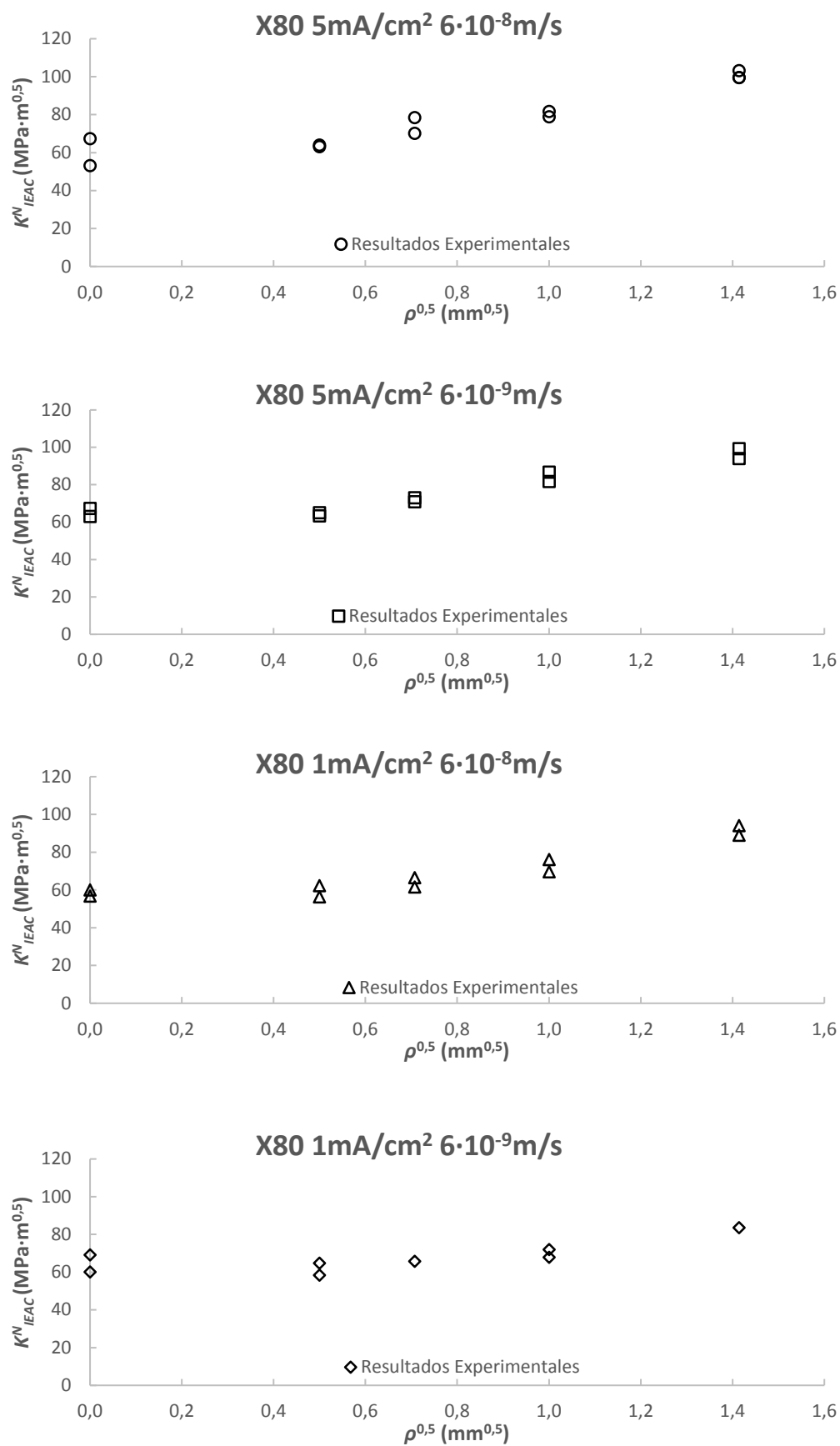


Figura 5.11. Resultados experimentales de K^N_{IEAC} del acero X80.

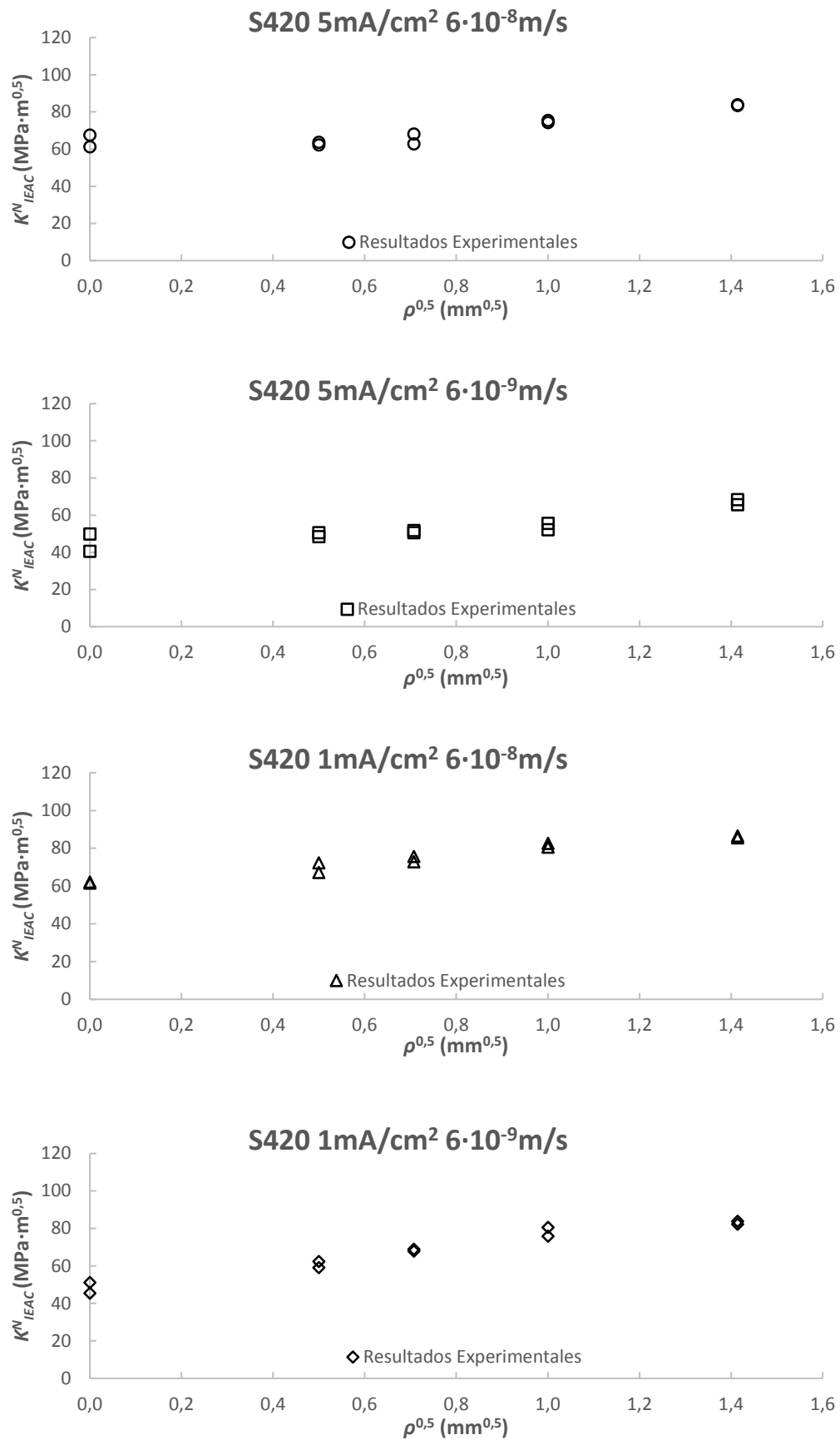


Figura 5.12. Resultados experimentales de K^N_{IEAC} del acero S420.

Se observa un claro efecto entalla en los dos materiales, en las dos densidades de corriente aplicadas y en las dos velocidades de ensayo. Dicho efecto entalla en el acero X80 es más acusado en velocidades de ensayo de $6 \cdot 10^{-8}$ m/s y densidad de corriente 5 mA/cm^2 , donde el aumento del umbral de propagación de fisuras aparente en FIA para $\rho = 2.00 \text{ mm}$ (en comparación con $\rho = 0.00 \text{ mm}$) llega al 71.4%, mientras que la situación que menos crecimiento de K_{IEAC}^N provoca es en condiciones de 1 mA/cm^2 y $6 \cdot 10^{-9}$ m/s de velocidad de desplazamiento, con un aumento del 29.4%. En el caso del acero S420, el mayor efecto entalla se produce en condiciones de 1 mA/cm^2 de densidad de corriente aplicada y $6 \cdot 10^{-9}$ m/s de velocidad de ensayo, donde el aumento de K_{IEAC}^N , al pasar de $\rho = 0.00 \text{ mm}$ a $\rho = 2.00 \text{ mm}$, alcanza el 73.6%. El crecimiento menos destacado en este acero es del 30.2% en condiciones de 5 mA/cm^2 de densidad de corriente aplicada y $6 \cdot 10^{-8}$ m/s de velocidad de desplazamiento en el ensayo.

Las diferencias entre las velocidades de propagación de grieta en FIA reflejan que la velocidad de ensayo no es el único factor determinante de este parámetro, sino que la interacción entre el ambiente agresivo y el material también tiene un peso importante. Los valores de la velocidad de propagación se recogen en la Tabla 5.7.

Tabla 5.7. Valores de la velocidad de propagación de la grieta (da/dt).

Material	Densidad de corriente (mA/cm^2)	Velocidad de ensayo (m/s)	da/dt (m/s)
X80	5	$6 \cdot 10^{-8}$	$5.15 \cdot 10^{-7}$
		$6 \cdot 10^{-9}$	$2.18 \cdot 10^{-7}$
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	$5.41 \cdot 10^{-7}$
		$6 \cdot 10^{-9}$	$2.44 \cdot 10^{-7}$
S420	5	$6 \cdot 10^{-8}$	$9.35 \cdot 10^{-7}$
		$6 \cdot 10^{-9}$	$1.30 \cdot 10^{-7}$
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	$1.05 \cdot 10^{-6}$
		$6 \cdot 10^{-9}$	$1.52 \cdot 10^{-7}$

La velocidad de propagación (da/dt), representada gráficamente en la Figura 5.13, revela que el acero S420 presenta cambios más acusados de este parámetro en relación con la velocidad de desplazamiento, alcanzando valores hasta 10 veces superiores en los ensayos a $6 \cdot 10^{-8}$ m/s en comparación con los ensayos realizados a $6 \cdot 10^{-9}$ m/s, mientras que en el acero X80 ese valor es, aproximadamente, el doble. La densidad de corriente aplicada en el ensayo no tiene gran influencia en la velocidad de propagación de la grieta, exhibiendo valores ligeramente superiores en los ensayos a 1 mA/cm².

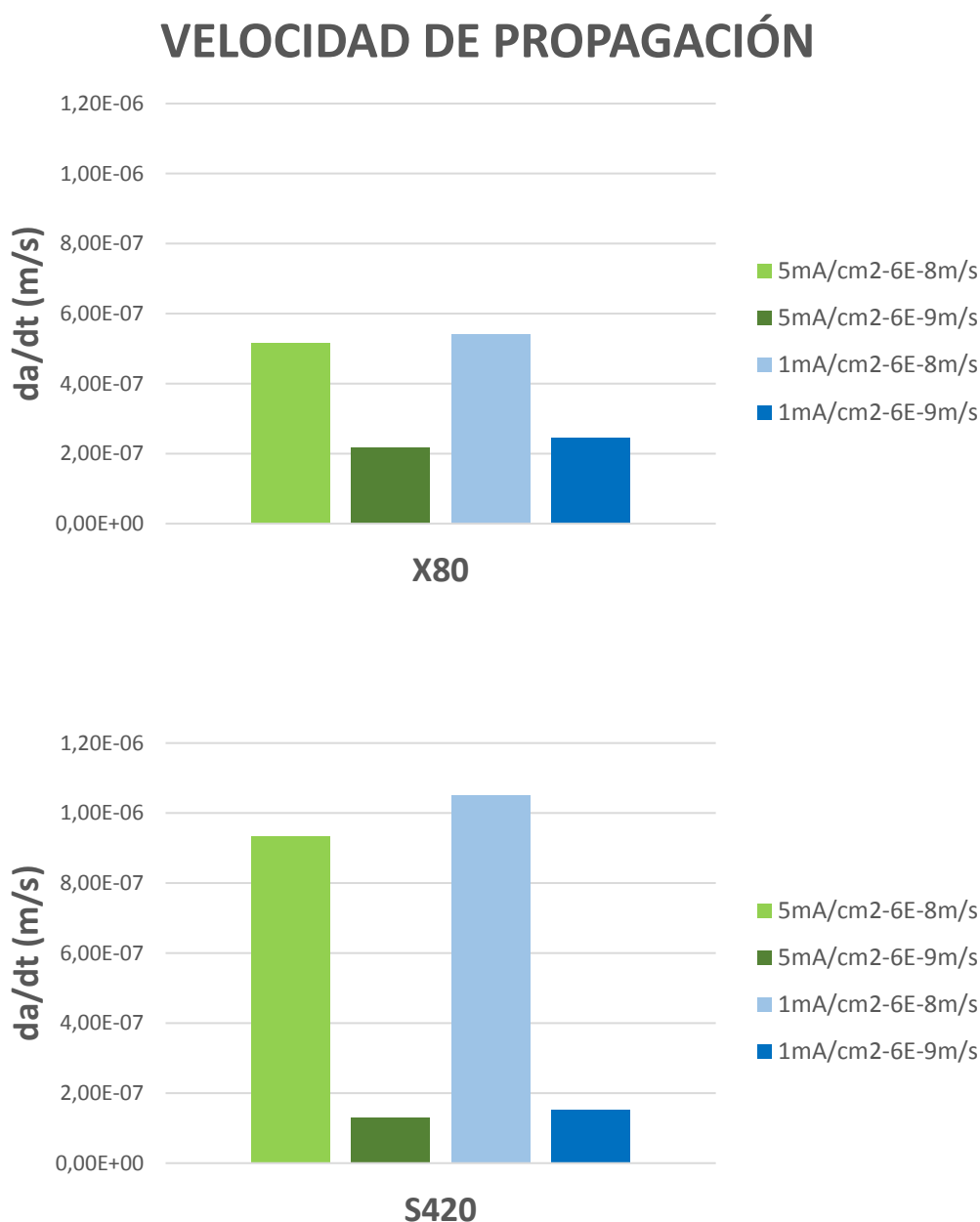


Figura 5.13. Representación gráfica de la velocidad de propagación de grieta del acero X80 (parte superior) y del acero S420 (parte inferior).

5.2.4 Obtención de los parámetros de la TDC

La simulación por elementos finitos permite la obtención de los perfiles tensionales en el momento en el que comienza la propagación de la grieta debido a la FIA. A través de estos perfiles y empleando el Método del Punto (*PM*) [22] es posible obtener los parámetros de la TDC de manera gráfica (como se muestra en la Figura 2.21).

Los perfiles tensionales de las probetas con diferentes radios de entalla, cuando se inicia la propagación de la grieta por FIA, se intersectan según el *PM* en un punto que presenta unas coordenadas $(L_{EAC}/2, \sigma_{0EAC})$. De esta manera quedan determinados los parámetros de la TDC de manera gráfica.

La Figura 5.14 y la Figura 5.15 representan los perfiles tensionales de los aceros X80 y S420, respectivamente, en las distintas combinaciones de velocidad de ensayo y densidad de corriente aplicadas en los ensayos. Se puede apreciar cómo los perfiles se cortan, aproximadamente, en un punto cuyas coordenadas son $(L_{EAC}/2, \sigma_{0EAC})$ y está representado en las gráficas por una circunferencia de trazo discontinuo que rodea su localización. La Tabla 5.8 muestra los valores experimentales de estos parámetros, los cuales han sido obtenidos como la media aritmética de todos los puntos de corte de las curvas por cada condición de ensayo.

Los perfiles tensionales obtenidos revelan que la determinación gráfica de L_{EAC} a través del *PM* es más precisa en el acero X80 que en el S420, velocidades de ensayo de $6 \cdot 10^{-9}$ m/s frente a $6 \cdot 10^{-8}$ m/s, y condiciones de 5 mA/cm² de densidad de corriente aplicada frente a 1 mA/cm², debido a que el punto de corte de las curvas tensionales está más definido (los distintos puntos de corte están más próximos entre sí). No obstante, la determinación de este parámetro en cada una de las condiciones estudiadas debe proporcionar valores adecuados para la realización de predicciones de K^N_{IEAC} mediante la TDC.

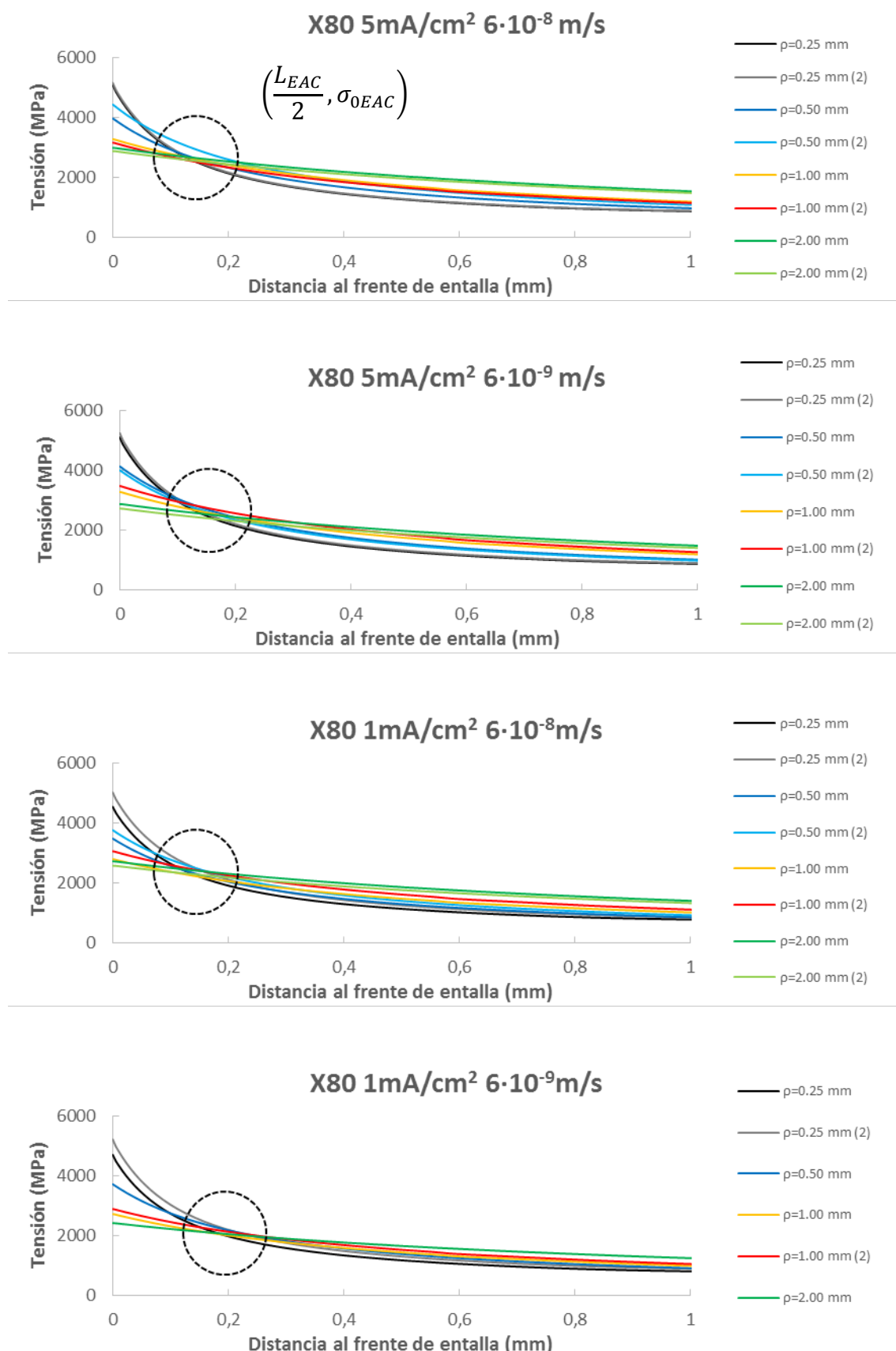


Figura 5.14. Perfiles tensionales del acero X80. De arriba abajo: 5 mA/cm², 6·10⁻⁸ m/s; 5 mA/cm², 6·10⁻⁹ m/s; 1 mA/cm², 6·10⁻⁸ m/s; 1 mA/cm², 6·10⁻⁹ m/s.

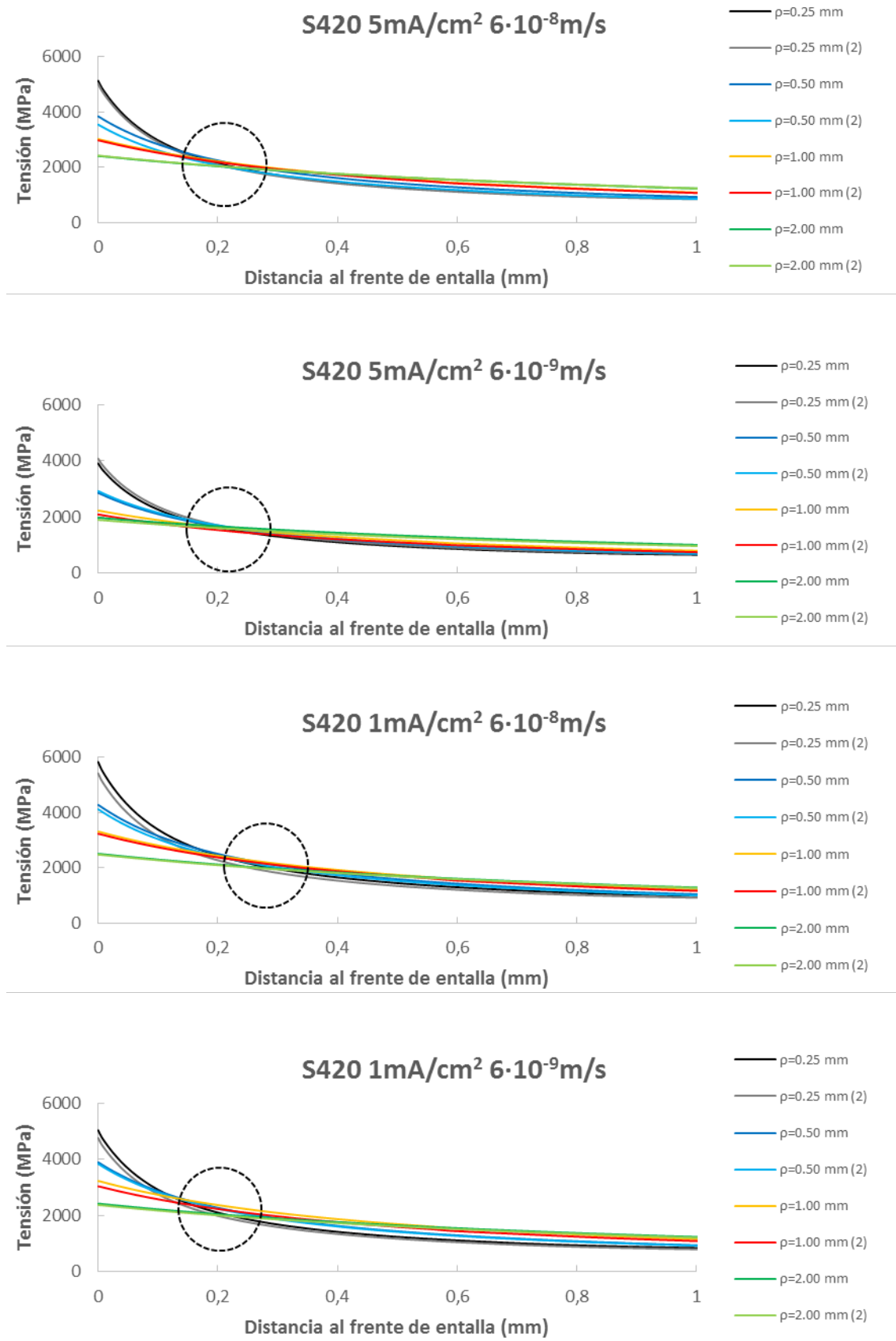


Figura 5.15. Perfiles tensionales del acero S420. De arriba abajo: 5 mA/cm², 6·10⁻⁸ m/s; 5 mA/cm², 6·10⁻⁹ m/s; 1 mA/cm², 6·10⁻⁸ m/s; 1 mA/cm², 6·10⁻⁹ m/s.

Tabla 5.8. Valores de L_{EAC} y σ_{0EAC} experimentales.

Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	L_{EAC} (mm)	σ_{0EAC} (MPa)
X80	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.286	2630.82
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.350	2568.03
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.318	2315.72
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.440	2047.12
S420	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.462	2101.37
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.452	1589.41
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.499	2170.43
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.380	2234.18

La tensión inherente (σ_{0EAC}) alcanza valores muy superiores tanto al límite elástico del material como a la tensión de rotura. En el acero X80 se observa cómo el efecto de la densidad de corriente es mucho más acusado cuando la velocidad de ensayo es $6 \cdot 10^{-9}$ m/s, produciéndose un descenso del 20.28% al pasar de 5 mA/cm² a 1 mA/cm², mientras que al reducirse la velocidad de ensayo se produce siempre un descenso de la tensión inherente. El acero S420 presenta un comportamiento distinto al anterior debido a que la mayor densidad de corriente aplicada se corresponde con la menor tensión inherente tanto a $6 \cdot 10^{-8}$ m/s como a $6 \cdot 10^{-9}$ m/s. Al igual que en el caso anterior, el efecto de la densidad de corriente es más acentuado a velocidades de ensayo menores. Sin embargo, en este caso, se produce un aumento del 40.56% al reducir la densidad de corriente aplicada.

Del mismo modo que en el análisis de los resultados de K_{IEAC} , el descenso de la tensión inherente en FIA en el acero X80 cuando la densidad de corriente es 5 mA/cm² se explica mediante la presencia del fenómeno de alcalinización del acero debido a las condiciones del ensayo, las cuales dificultan la adsorción de hidrógeno limitando la concentración del mismo en el metal y, consecuentemente, reduciendo la fragilización.

5.3 PREDICCIONES DE K_{IEAC}^N MEDIANTE LA TDC

En este apartado se muestran las predicciones del umbral de propagación de fisuras aparente en FIA (K_{IEAC}^N), variando el radio de entalla, obtenidas a partir de la TDC. Para verificar la precisión de dichas predicciones, se comparan con los resultados experimentales obtenidos.

Como ya se ha comentado en el apartado 3.3, para tales fines se emplean el Método del Punto (*PM*) y el Método de la Línea (*LM*) debido a su fácil aplicación y a su extensa validación en diversos materiales en análisis a fractura y fatiga.

Una vez obtenida L_{EAC} y K_{IEAC} , se obtiene, para cada radio de entalla (ρ), el umbral de propagación de fisuras aparente (K_{IEAC}^N) empleando la ecuación (3.3) en el caso de emplear el *PM*:

$$K_{IEAC}^N = K_{IEAC} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L_{EAC}}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L_{EAC}}\right)}$$

o la ecuación (3.4) que proporciona el *LM*:

$$K_{IEAC}^N = K_{IEAC} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L_{EAC}}}$$

Conjuntamente, se ha obtenido un valor calibrado de L_{EAC} a través del mejor ajuste por mínimos cuadrados para cada metodología (*PM* L_{EAC-MA} y *LM* L_{EAC-MA} , derivados del *PM* y *LM*, respectivamente), siendo L_{EAC} el parámetro de ajuste y considerando los valores de la Tabla 5.6 para K_{IEAC} . Los valores obtenidos a través del mejor ajuste por mínimos cuadrados se muestran en la Tabla 5.9.

La Figura 5.16 y la Figura 5.17 aúnan los resultados experimentales de K_{IEAC}^N (aportados en el punto 5.2.3), las predicciones generadas por el *PM* y *LM* empleando los valores de L_{EAC} obtenidos a partir de los ensayos, y las predicciones que estas metodologías producen empleando el mejor ajuste de

L_{EAC} mediante mínimos cuadrados, para los aceros X80 y S420, respectivamente.

Tabla 5.9. Valores del mejor ajuste de L_{EAC} a través del PM y del LM .

Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	L_{EAC} (mm)	$PM L_{EAC-MA}$ (mm)	$LM L_{EAC-MA}$ (mm)
X80	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.286	0.194	0.276
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.350	0.262	0.451
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.318	0.208	0.303
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.440	0.419	1.008
S420	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.462	0.386	0.776
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.452	0.272	0.437
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.249	0.273	0.441
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.190	0.152	0.210

Se aprecia que tanto L_{EAC} como L_{EAC-MA} en cada uno de los dos métodos empleados (es decir, PM y LM) proporcionan una predicción similar, cualitativamente hablando, del umbral de propagación de fisuras aparente en FIA (K_{IEAC}^N) de los dos aceros estudiados en condiciones entalladas.

Las predicciones proporcionadas a través del PM son siempre más conservadoras que las ofrecidas por el LM , empleando los resultados de L_{EAC} obtenidos por simulaciones de elementos finitos con los datos experimentales de los ensayos. Si se utilizan los valores de la distancia crítica proporcionados por el mejor ajuste por mínimos cuadrados, las predicciones del PM continúan siendo más conservadoras que las del LM hasta que el radio de entalla supera 1 mm, momento en el que se revierte la situación.

Empleando L_{EAC} y el PM , las predicciones siempre se encuentran del lado de la seguridad. Además, las predicciones del PM pronostican el descenso del valor del umbral de propagación de fisuras aparente en FIA que se produce en los radios de entalla más pequeños y alcanza el mínimo en $\rho = 0.25$ mm en los dos aceros analizados. Sin embargo, las predicciones del LM son más precisas y se ajustan mejor a los resultados experimentales en todas las

situaciones excepto en el acero X80 a 1 mA/cm^2 y $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$ y en el acero S420 a 5 mA/cm^2 a $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$, que precisamente se corresponden con las situaciones en las que se produce un menor efecto entalla (como se ha comentado en el apartado 5.2.3).

La única situación en la que el *PM* parece ser notablemente conservador corresponde con el acero S420 a 1 mA/cm^2 en las dos velocidades de ensayo. El hecho de que a partir de un determinado radio de entalla, en este caso $\rho = 1.00 \text{ mm}$, el umbral de propagación de fisuras aparente en FIA se estabilice, provoca que el cálculo de L_{EAC} se vea afectado por estos valores y con ello la capacidad predictiva de la TDC.

Los valores de L_{EAC-MA} exhiben siempre valores menores cuando se emplea el Método del Punto en comparación con el de la Línea. L_{EAC} y L_{EAC-MA} muestran una diferencia que tiene un efecto mínimo en las predicciones, poniendo de manifiesto que las predicciones de K_{IEAC}^N del *PM* y del *LM* empleando el valor experimental de L_{EAC} presentan un alto grado de precisión. Se puede apreciar que el valor de L_{EAC-MA} a través del *LM* en el acero X80 a 1 mA/cm^2 y $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$ y en el acero S420 a 5 mA/cm^2 a $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$ presenta valores muy superiores al resto de situaciones analizadas. Como ya se ha comentado anteriormente, esto se puede deber al menor efecto entalla que se observa experimentalmente.

En conclusión, la TDC, a través del *PM* y del *LM*, es capaz de predecir el umbral de propagación de fisuras aparente en FIA (K_{IEAC}^N) con un alto grado de precisión y en condiciones de seguridad. Además, se requiere un reducido número de ensayos experimentales con probetas fisuradas y entalladas para poder calcular el umbral de propagación de fisuras en FIA (K_{IEAC}) y los parámetros característicos de la TDC, a través de simulaciones por elementos finitos. Una vez calculados los parámetros anteriores, el Método del Punto y el Método de la Línea proporcionan predicciones adecuadas de K_{IEAC}^N para un radio de entalla (ρ) dado.

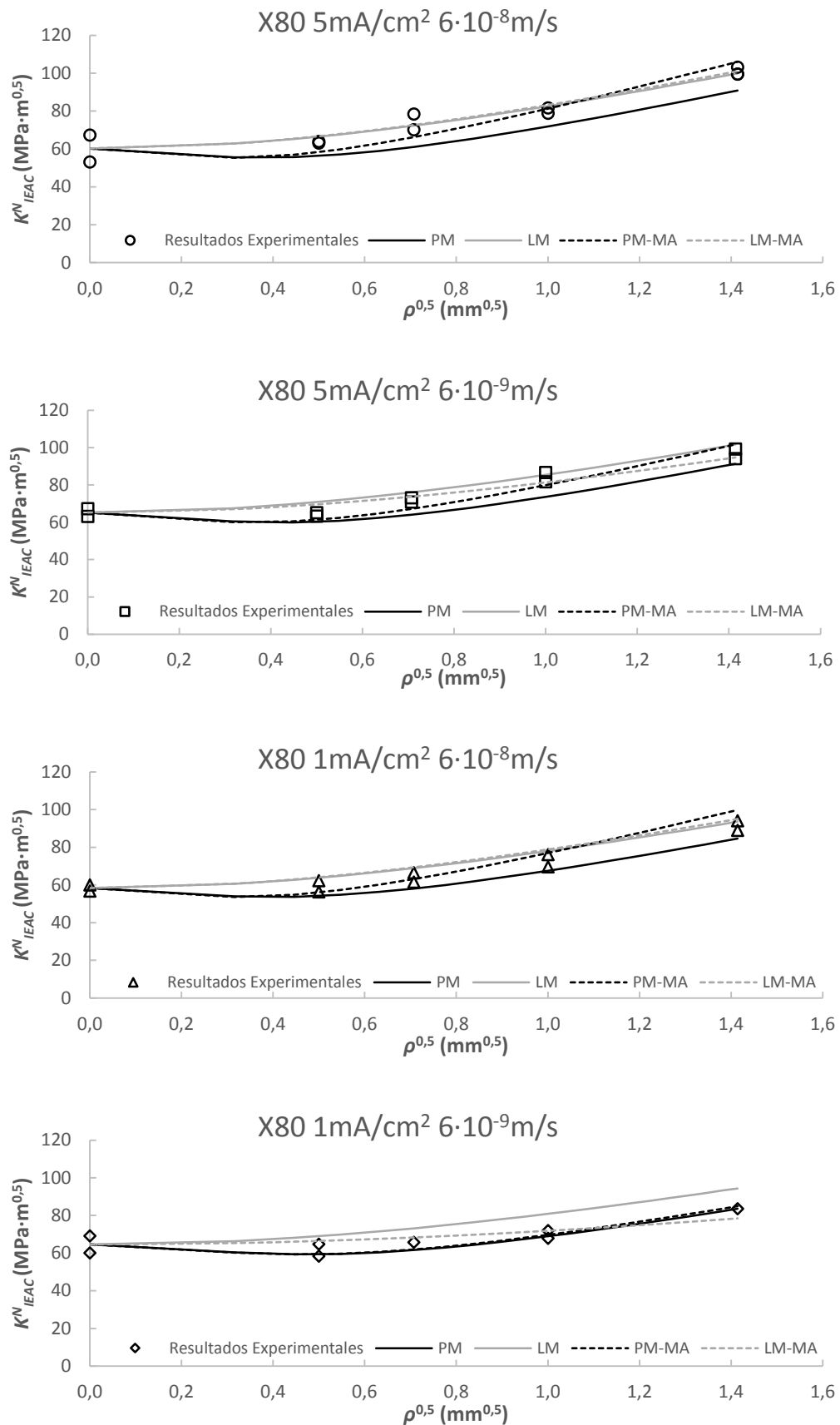


Figura 5.16. Predicciones del PM y del LM en el acero X80 empleando los valores experimentales de L_{EAC} y el mejor ajuste de los mismos por mínimos cuadrados.

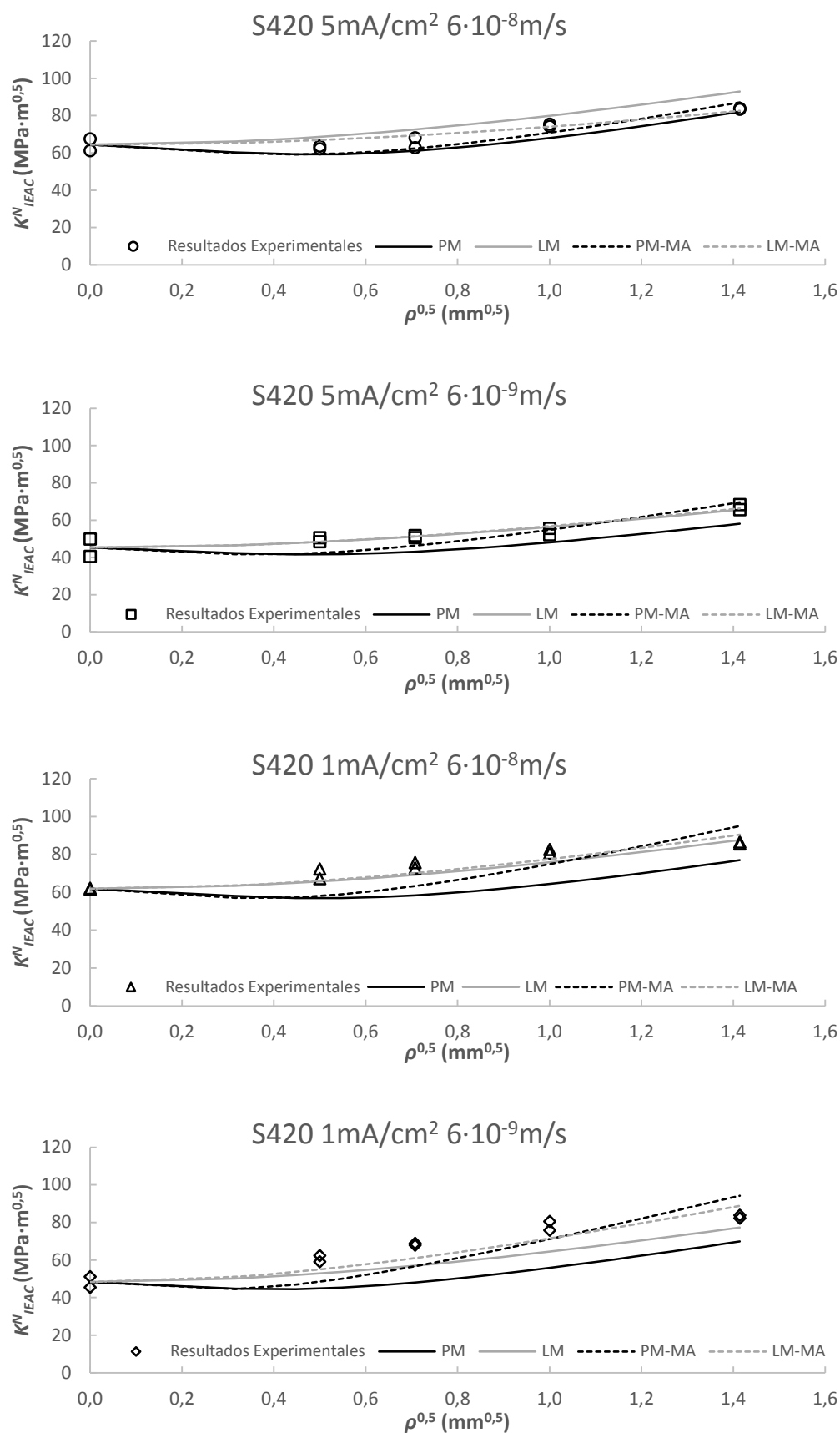


Figura 5.17. Predicciones del PM y del LM en el acero S420 empleando los valores experimentales de L_{EAC} y el mejor ajuste de los mismos por mínimos cuadrados.

5.4 ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

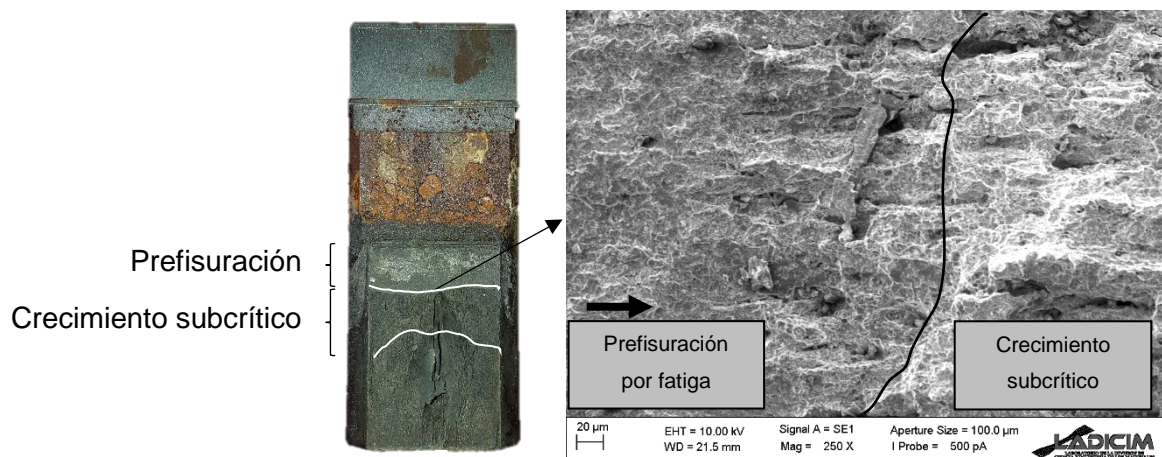
Este apartado recoge el análisis de las superficies de fractura mediante el microscopio electrónico de barrido (*SEM*), haciendo hincapié en el inicio de la propagación de la grieta por FIA en el caso de probetas prefisuradas y en el inicio de grieta por FIA a partir de la entalla en el resto de probetas. Además, se analizan los efectos del radio de entalla, velocidad de ensayo y densidad de corriente aplicada en los micromecanismos de fallo.

Para lograr la mayor precisión en el análisis se ha trabajado con una distancia de trabajo (o *working distance*) lo más pequeña posible, residiendo siempre entorno a los 20 mm. Con este mismo objetivo, se ha empleado una tensión de 10 kV, llegando incluso a los 15 kV cuando la calidad de la imagen no era la adecuada.

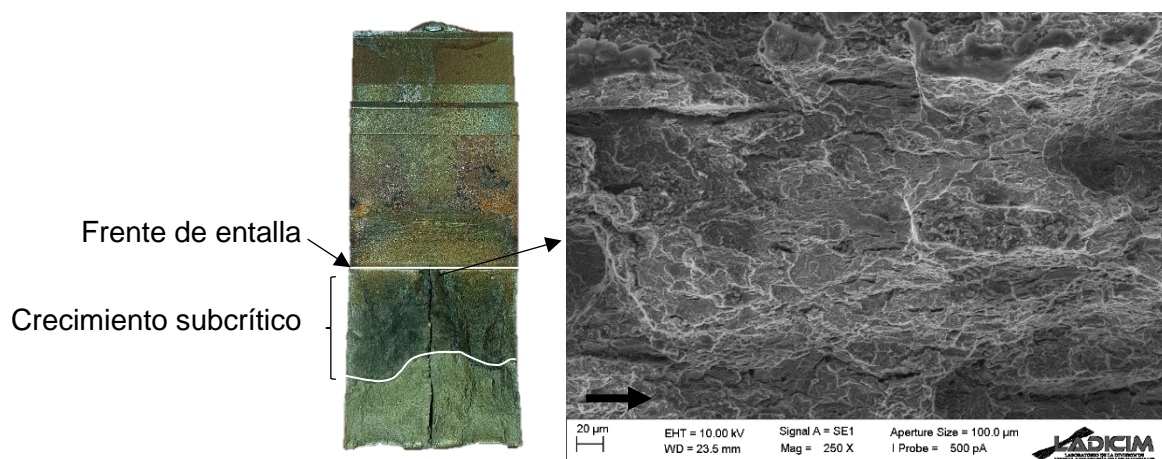
En primer lugar, de la Figura 5.18 a la Figura 5.21 se presentan las superficies de fractura a escala macro y microscópica del acero X80 en los diferentes ensayos realizados, variando el radio de entalla ($\rho = 0$ mm, $\rho = 0.50$ mm, $\rho = 2.00$ mm). De la misma manera, se han representado los micromecanismos de fallo por FIA del acero S420 en las distintas condiciones de ensayo y para los mismos radios de entalla que en el caso anterior desde la Figura 5.22 hasta la Figura 5.25.

Se diferencian las zonas de prefisuración por fatiga (en el caso de que $\rho = 0.00$ mm) o de frente de entalla (cuando $\rho = 0.25$ mm, $\rho = 0.50$ mm, $\rho = 1.00$ mm y $\rho = 2.00$ mm) y de crecimiento subcrítico de grieta por FIA. La distinción de la zona de crecimiento subcrítico de fisura se manifiesta, a escala macroscópica, en una diferencia de color respecto al resto de superficie de fractura motivada por un mayor tiempo de contacto de dicha superficie con la disolución ácida del ensayo. En las imágenes procedentes del *SEM*, se representa la dirección de avance de la grieta a través de una flecha en la esquina inferior izquierda de la imagen, así como la frontera que delimita la parte prefisurada por fatiga de la zona en la cual la grieta propaga de manera subcrítica debido a la FIA.

(a)



(b)



(c)

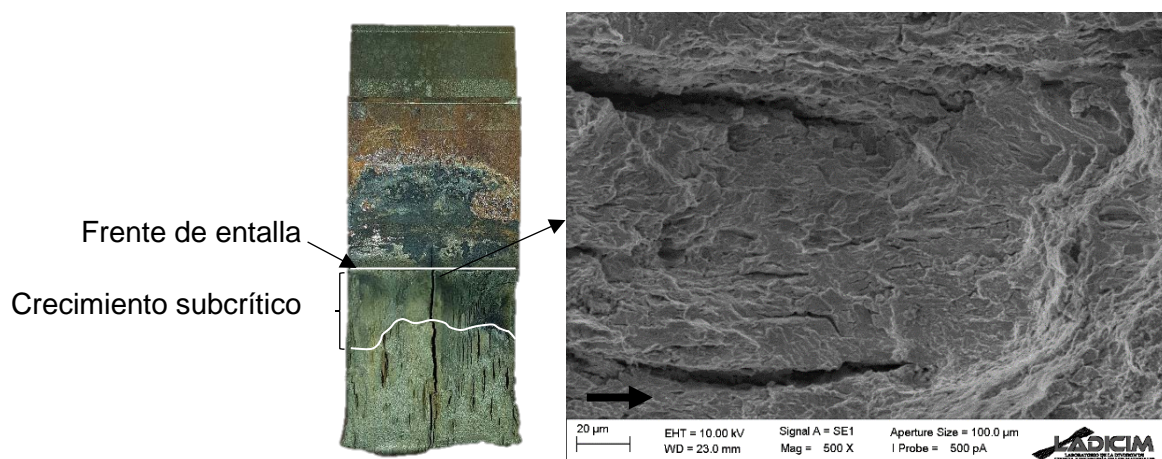
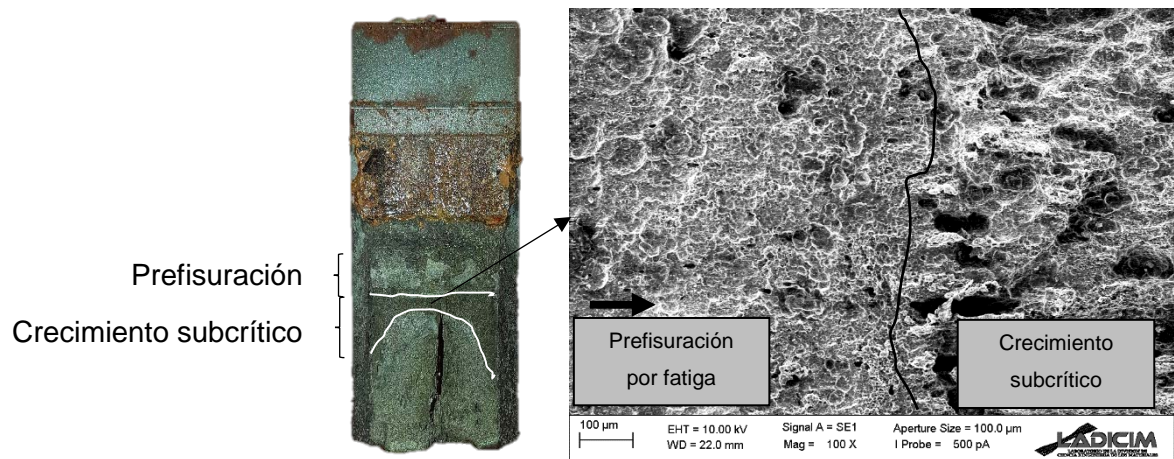
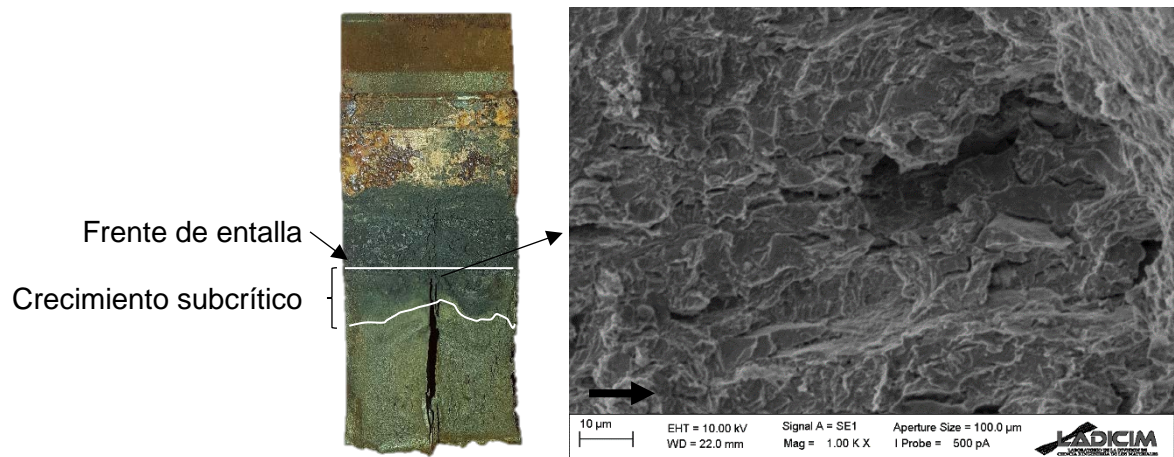


Figura 5.18. Superficies de fractura y posición de las mismas en las probetas. Acero X80; 5 mA/cm²; 6·10⁻⁸ m/s. (a) $\rho = 0$ mm (fisura); (b) $\rho = 0.50$ mm; (c) $\rho = 2.00$ mm.

(a)



(b)



(c)

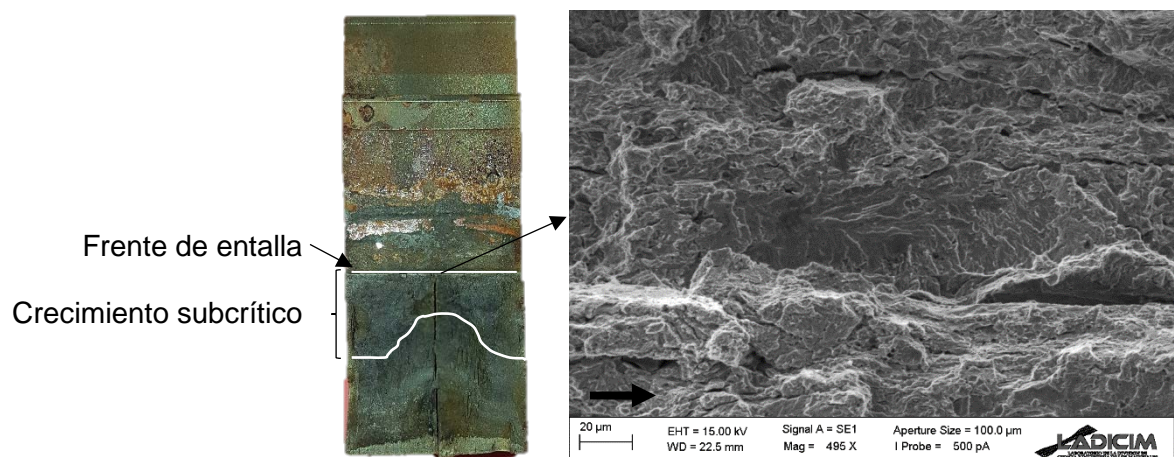
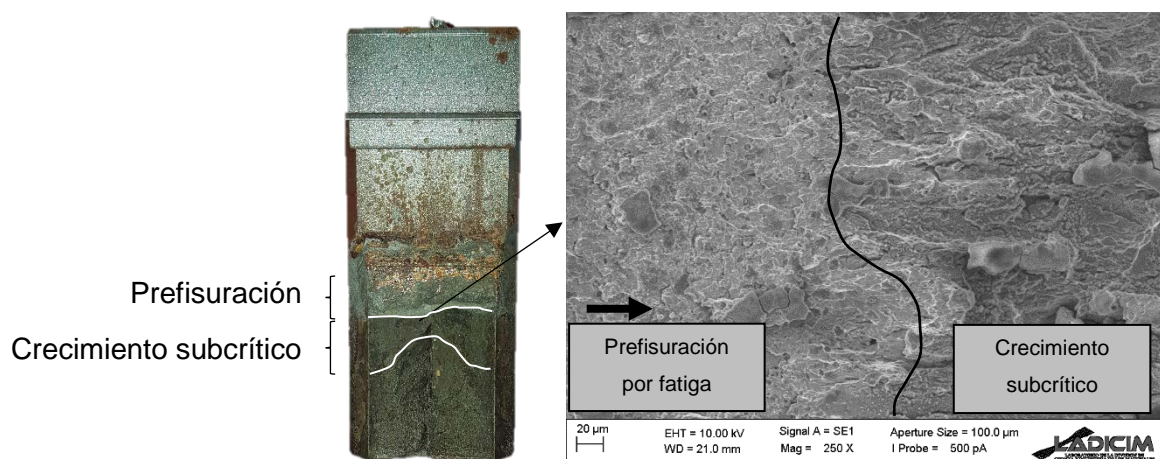
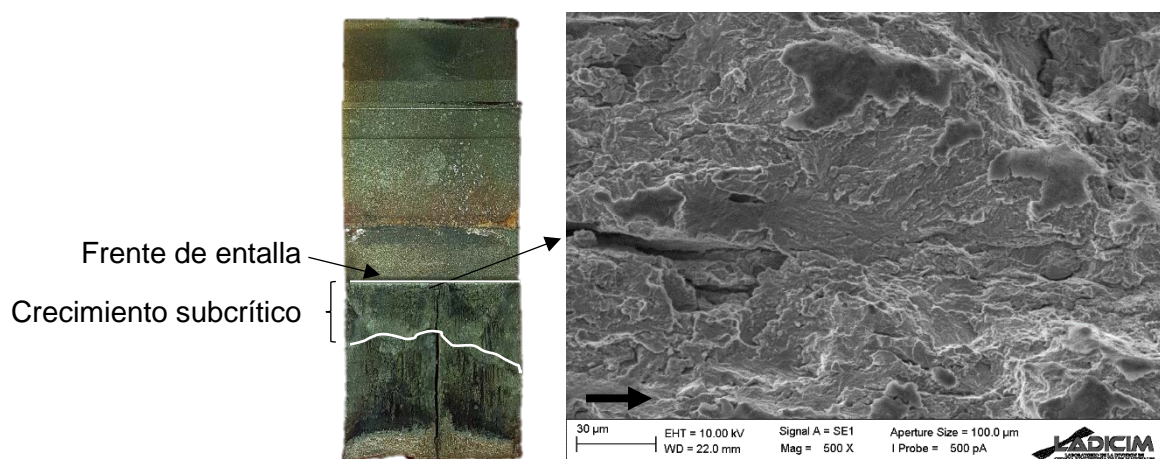


Figura 5.19. Superficies de fractura y posición de las mismas en las probetas. Acero X80; 5 mA/cm²; 6·10⁹ m/s. (a) $p = 0$ mm (fisura); (b) $p = 0.50$ mm; (c) $p = 2.00$ mm.

(a)



(b)



(c)

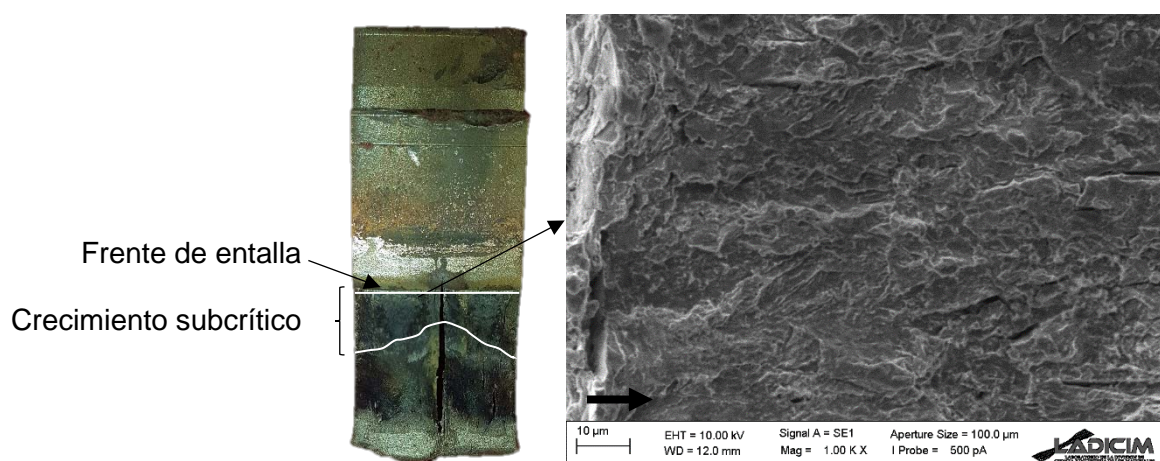
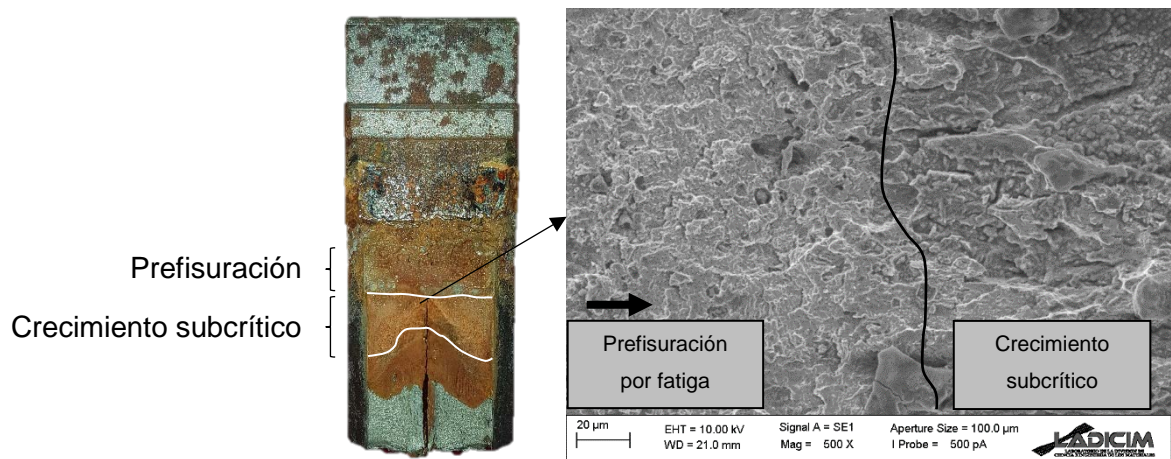
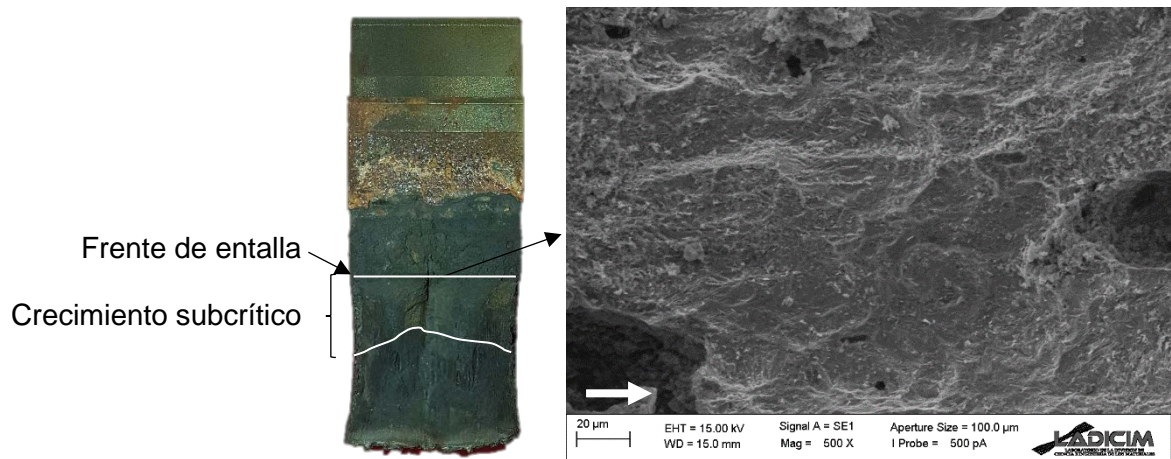


Figura 5.20. Superficies de fractura y posición de las mismas en las probetas. Acero X80; 1 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-8}$ m/s. (a) $\rho = 0$ mm (fisura); (b) $\rho = 0.50$ mm; (c) $\rho = 2.00$ mm.

(a)



(b)



(c)

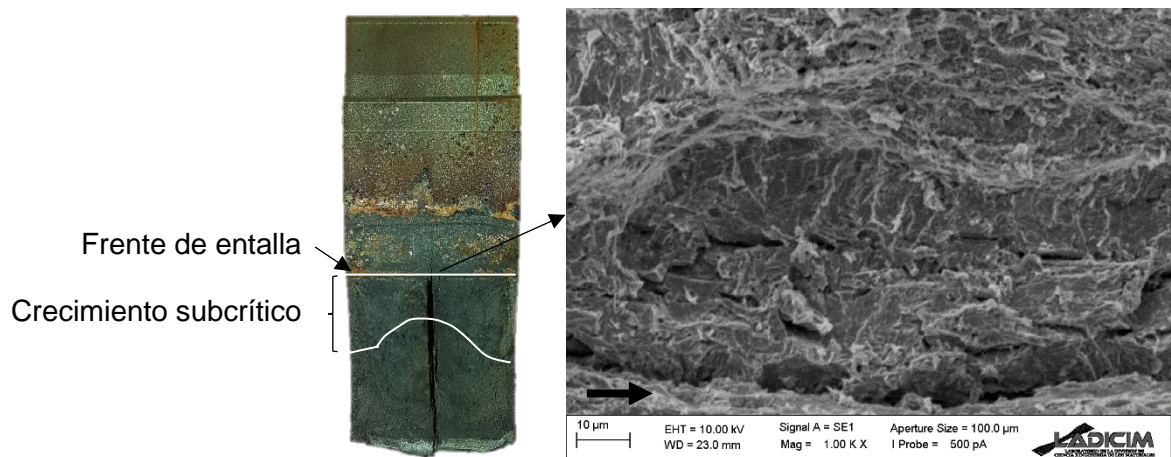
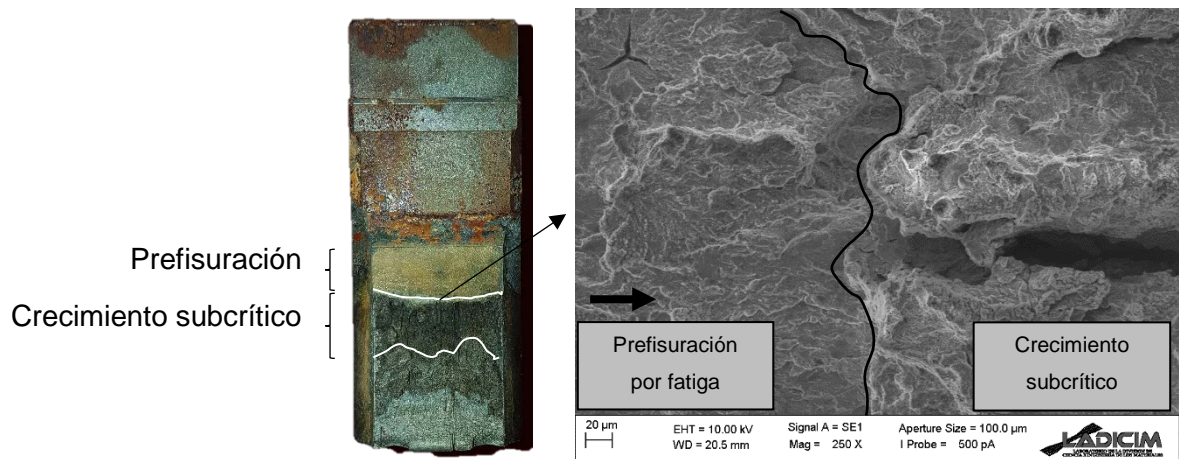
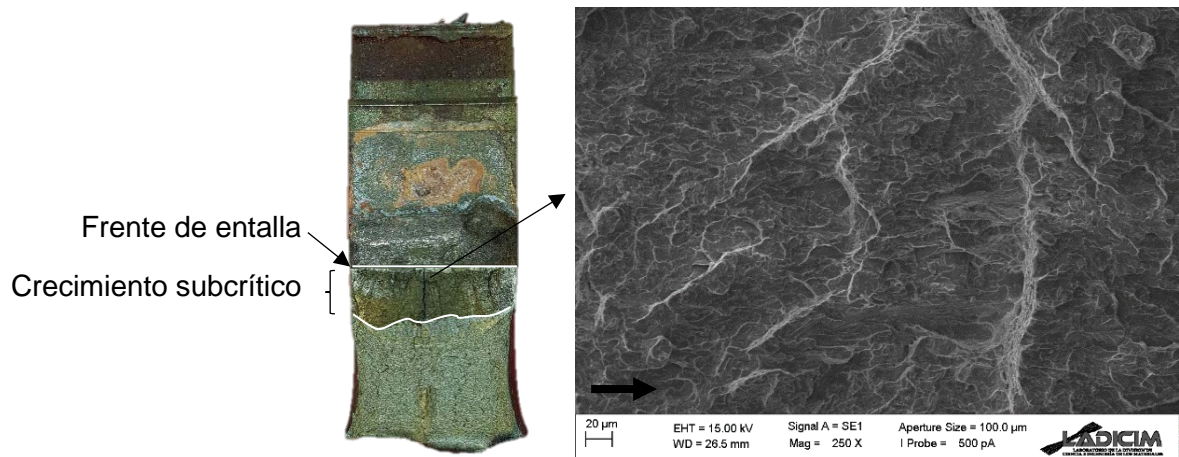


Figura 5.21. Superficies de fractura y posición de las mismas en las probetas. Acero X80; 1 mA/cm²; 6·10⁻⁹ m/s. (a) $\rho = 0$ mm (fisura); (b) $\rho = 0.50$ mm; (c) $\rho = 2.00$ mm.

(a)



(b)



(c)

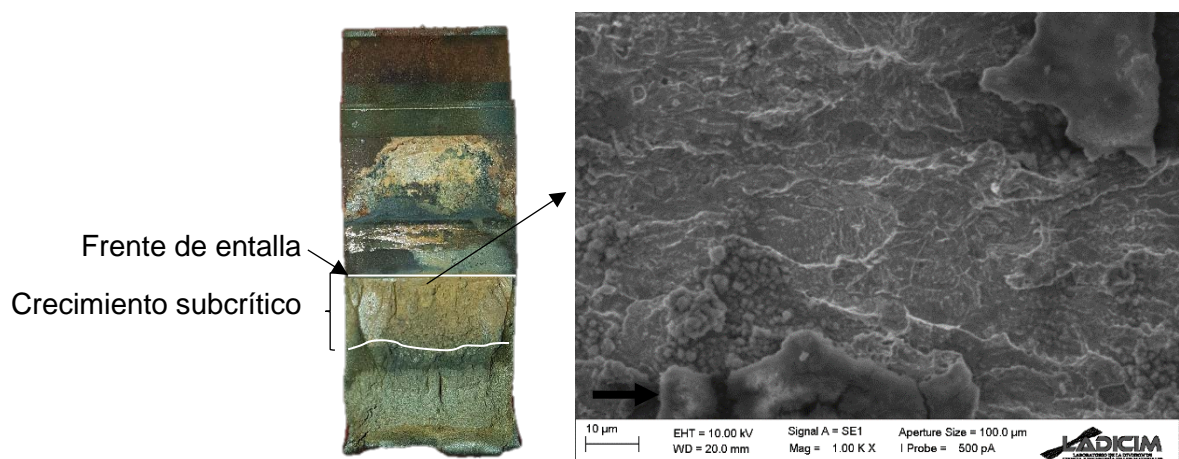
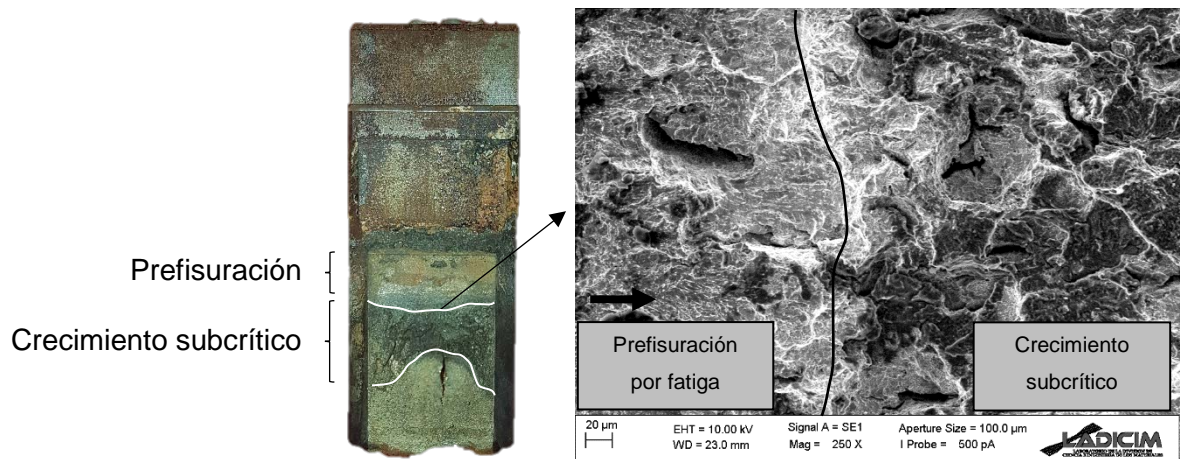
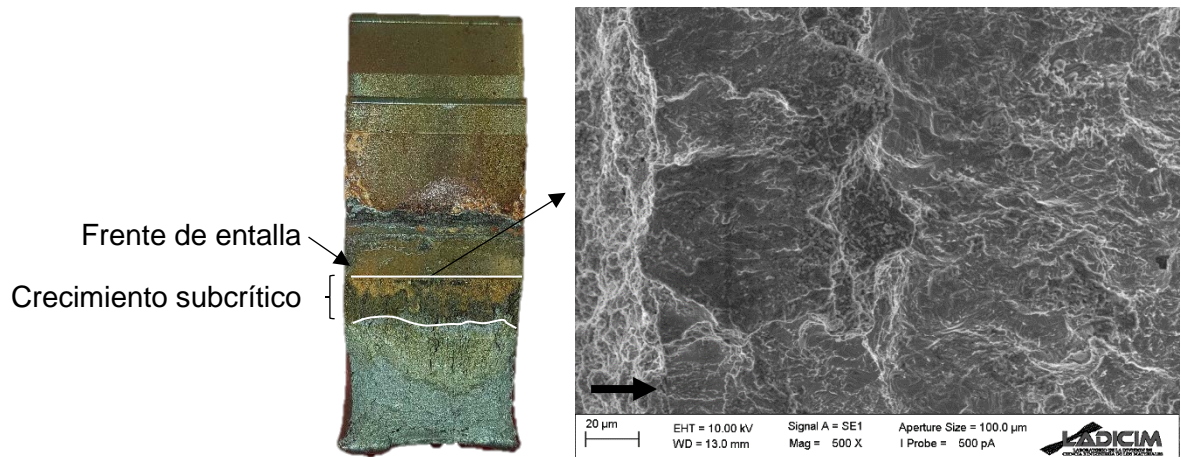


Figura 5.22. Superficies de fractura y posición de las mismas en las probetas. Acero S420; 5 mA/cm²; 6·10⁻⁸ m/s. (a) $p = 0$ mm (fisura); (b) $p = 0.50$ mm; (c) $p = 2.00$ mm.

(a)



(b)



(c)

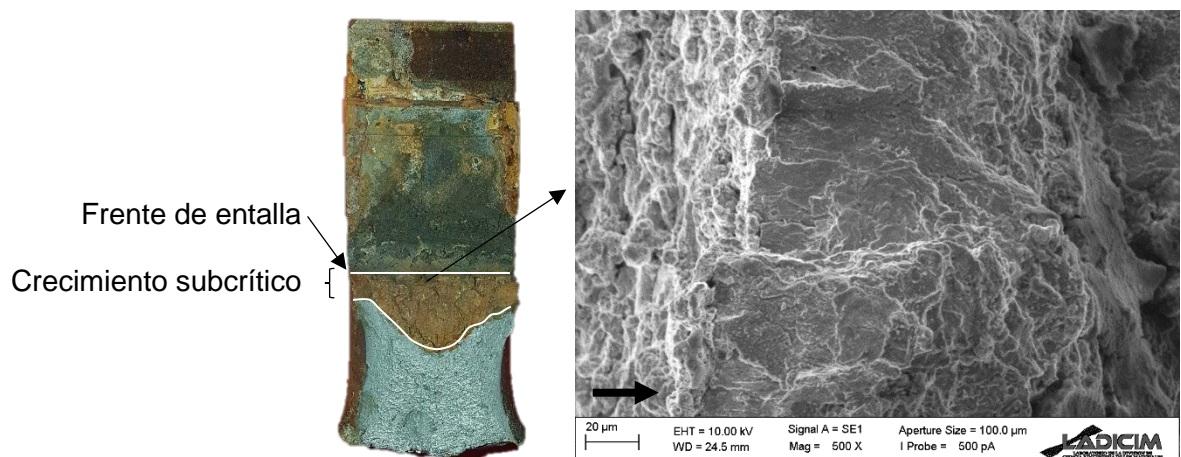
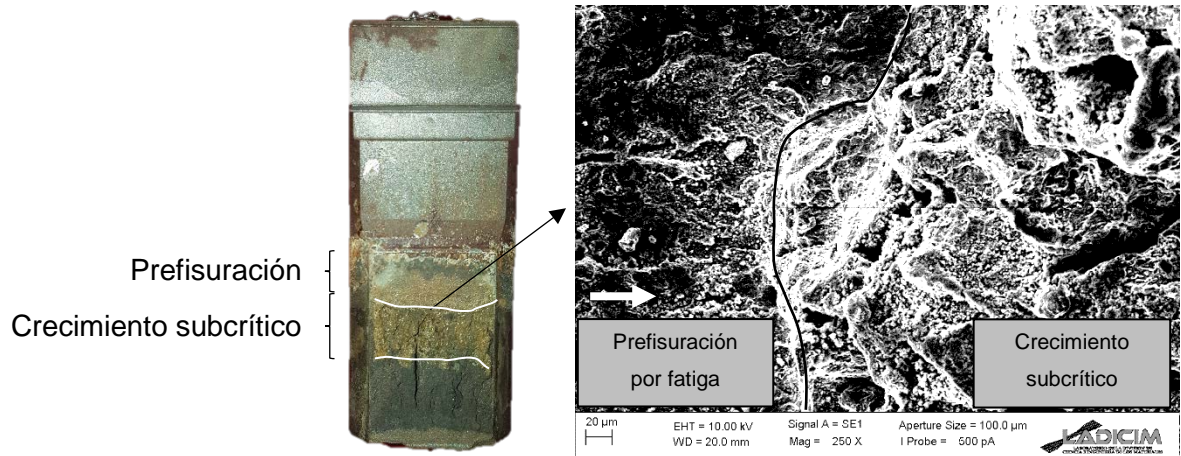
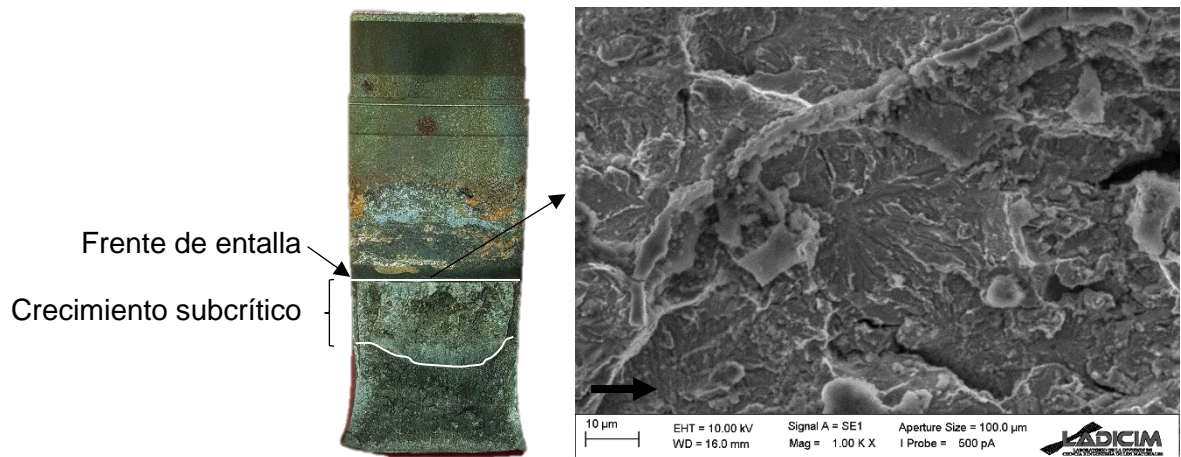


Figura 5.23. Superficies de fractura y posición de las mismas en las probetas. Acero S420; 5 mA/cm²; 6·10⁻⁹ m/s. (a) $p = 0$ mm (fisura); (b) $p = 0.50$ mm; (c) $p = 2.00$ mm.

(a)



(b)



(c)

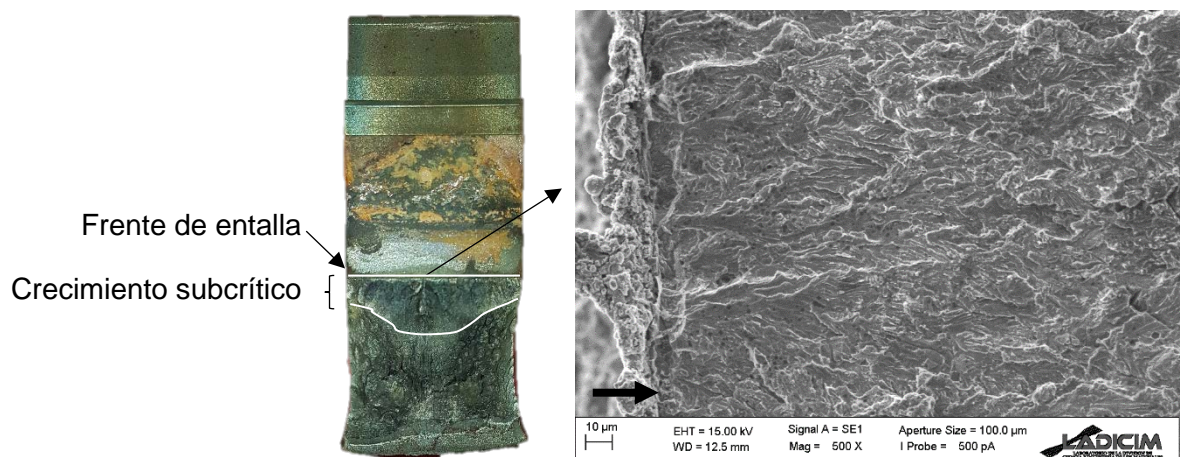
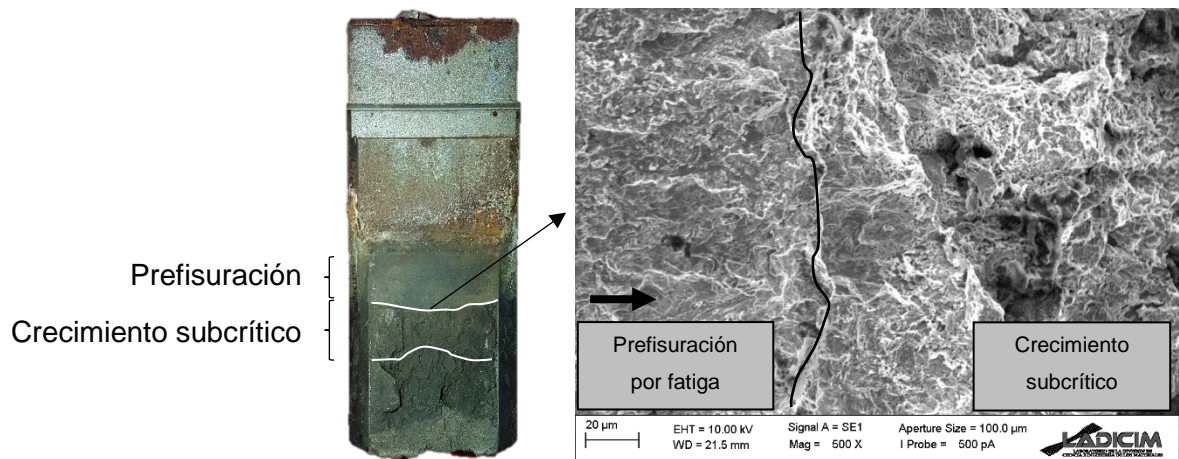
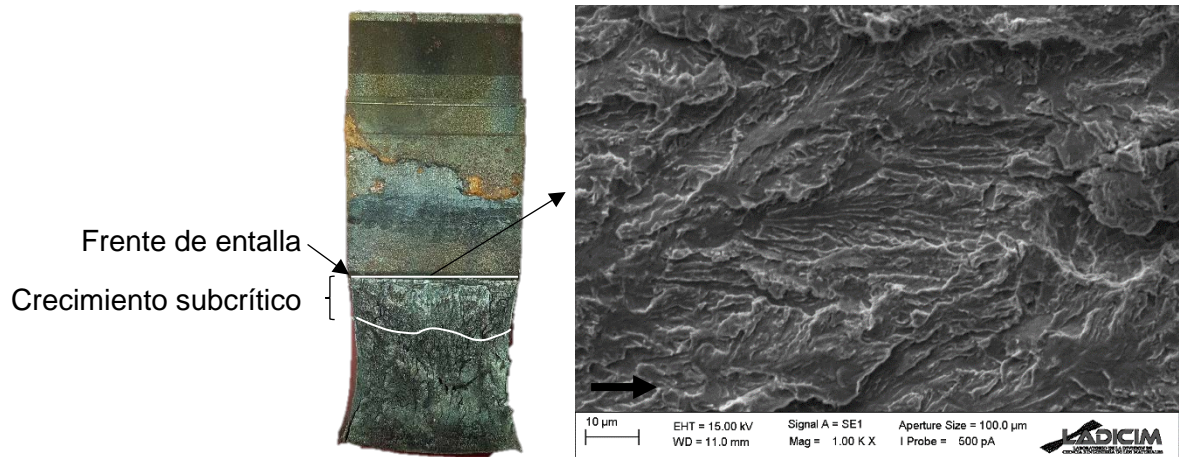


Figura 5.24. Superficies de fractura y posición de las mismas en las probetas. Acero S420; 1 mA/cm²; 6·10⁻⁸ m/s. (a) $p = 0$ mm (fisura); (b) $p = 0.50$ mm; (c) $p = 2.00$ mm.

(a)



(b)



(c)

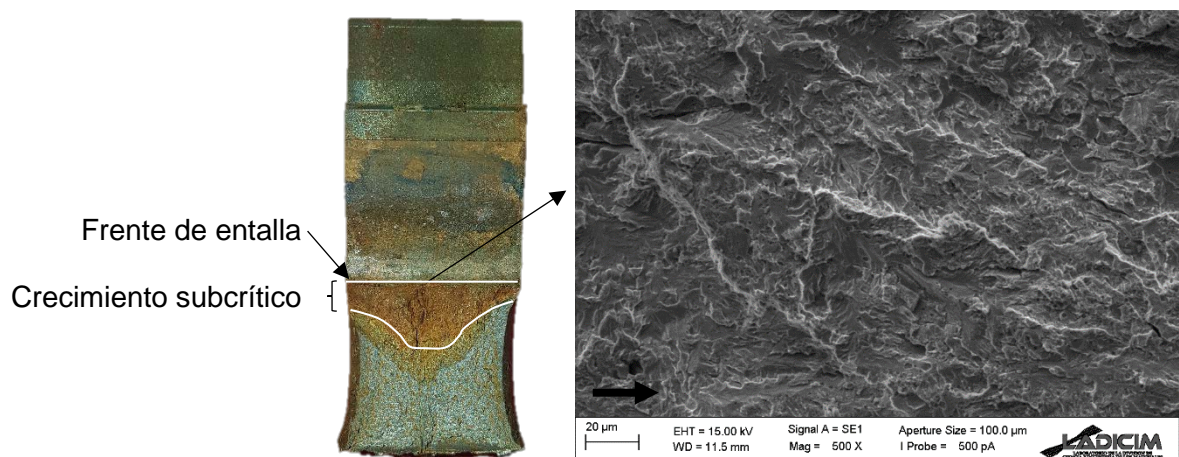


Figura 5.25. Superficies de fractura y posición de las mismas en las probetas. Acero S420; 1 mA/cm²; 6 · 10⁻⁹ m/s. (a) $p = 0$ mm (fisura); (b) $p = 0.50$ mm; (c) $p = 2.00$ mm.

Un aspecto remarcable observado en el análisis es el proceso de delaminación que sufre el acero X80, procedente de capas inconexas del proceso de fabricación, tal y como se detalla en la Figura 5.26. Este fenómeno se manifiesta en forma de discontinuidad a través de un plano paralelo a LT, como se aprecia en las imágenes anteriores (ej., Figura 5.18 - Figura 5.21) a mayor escala.

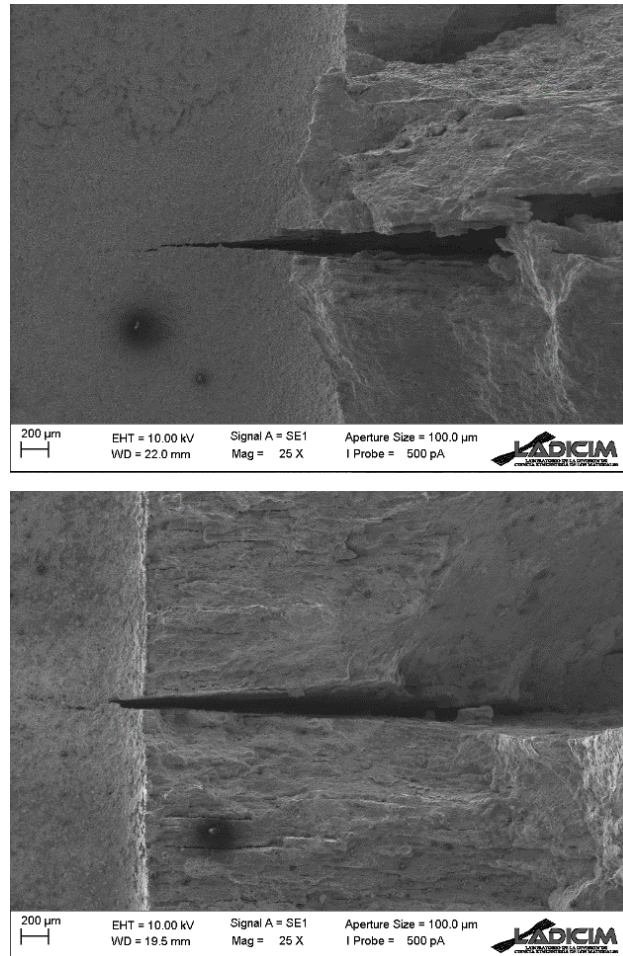


Figura 5.26. Ejemplos del proceso de delaminación del acero X80.

Igualmente, destaca la presencia de mecanismos de fallo similares para los diferentes radios de entalla empleados. Esto significa que el radio de entalla no afecta, aparentemente, al mecanismo de inicio de grieta en FIA. Este resultado se encuentra en contradicción con las observaciones realizadas en análisis de procesos de fractura ordinarios (por ejemplo: [66,177,178]).

La velocidad de ensayo y la densidad de corriente aplicada, que afectan de manera notoria en K_{IEAC}^N , influyen de manera casi imperceptible en los

mecanismos de fallo. No obstante, a medida que la velocidad de ensayo es menor ($6 \cdot 10^{-9}$ m/s) y la densidad de corriente es mayor (5 mA/cm^2), el aspecto de las superficies de fractura se torna más frágil, con una mayor concentración de superficies planas que denota la presencia de clivajes.

Desde un punto de vista fractográfico, los procesos de FIA en materiales dúctiles, como los aceros que esta Tesis Doctoral emplea, provocan fracturas frágiles e intergranulares o fallo por clivajes (transgranular) en contraste con los microhuecos producidos en ambientes inertes. Las ramificaciones de las grietas son también frecuentes en FIA [179]. La Figura 5.27 muestra superficies de fractura al aire de los aceros X80 y S420, respectivamente. Se pueden apreciar micromecanismos de fallo en forma de microhuecos, los cuales presentan mayor tamaño en el acero S420. Este hecho evidencia que el ambiente empleado en esta Tesis Doctoral provoca un cambio en los micromecanismos de fallo de los aceros estudiados, pasando de procesos dúctiles a frágiles.

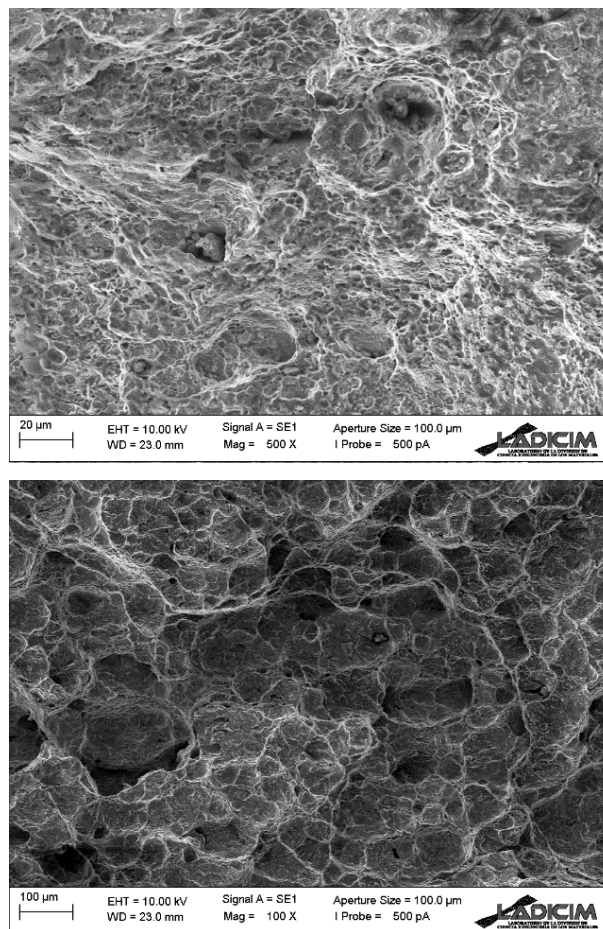


Figura 5.27. Superficies de fractura del acero X80 (arriba) y S420 (abajo) en un ensayo al aire.

Las imágenes anteriores de las superficies de fractura de ensayos en ambiente agresivo muestran que los micromecanismos de fallo predominantes son los clivajes. El fallo por clivajes se caracteriza por ser un fallo frágil o cuasi frágil, presentando facetas planas y escalonadas, habitualmente con formas estriadas o de dientes de sierra. La Figura 5.28 representa, de manera esquemática, las partes características del fallo por clivajes en FIA.

Es posible identificar características propias de los clivajes en todos los ensayos realizados. De esta manera, se aprecian zonas semifrágiles que abarcan varios granos y se encuentran separadas de otras zonas por desgarros (por ejemplo en la Figura 5.18), facetas frágiles originadas a partir de microgrietas y separadas de otras zonas frágiles por microhuecos o *dimples* (Figura 5.21-c), crecimiento transgranular cuasi frágil en presencia de *river lines* (Figura 5.22-b), propagación subcrítica de grieta en varios planos (Figura 5.23-c), facetas cuasi frágiles que abarcan varios granos, se inician en varios planos y posteriormente convergen en forma de *river patterns* (Figura 5.24) e iniciación y crecimiento de grietas en diferentes planos a partir de precipitados (Figura 5.25).

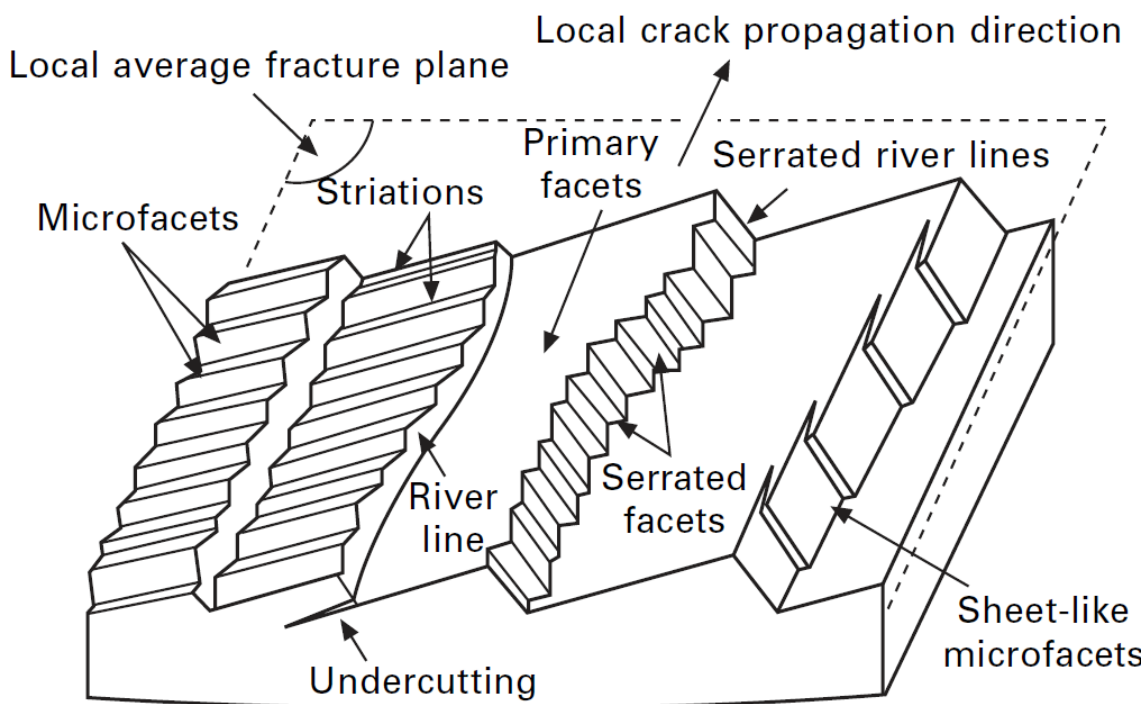


Figura 5.28. Diagrama de las características de fallo por clivajes en procesos de FIA [180].

Las imágenes que se presentan a continuación se corresponden con las superficies de fractura a escala microscópica de la zona de inicio de la propagación de la grieta, en los dos aceros empleados, abarcando las dos velocidades de ensayo utilizadas, las dos densidades de corriente y varios radios de entalla. Se puede apreciar cómo todas ellas presentan los fallos frágiles o cuasi frágiles típicos en condiciones de ambiente agresivo causado por la presencia de hidrógeno.

En primer lugar se muestra el acero X80. La Figura 5.29 corresponde a una densidad de corriente de 1 mA/cm^2 , velocidad de ensayo de $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$ y $\rho = 0.25 \text{ mm}$, y manifiesta facetas cuasi frágiles con microestricciones que abarcan varios bordes de grano, apreciándose zonas de propagación secundaria. Variando el radio de entalla a 2.00 mm y la densidad de corriente aplicada a 5 mA/cm^2 , se obtiene la Figura 5.30, que detalla una zona frágil en la que se aprecian zonas de perlita aislada del resto de la matriz por microhuecos poco desarrollados. Estas mismas condiciones ambientales se repiten en la Figura 5.31 ($\rho = 0.50 \text{ mm}$), donde se aprecia una importante presencia de fisuración secundaria que cuartea el plano de propagación de la fisura, siendo la tipología del mismo intergranular con desgarro. En condiciones de velocidad de ensayo de $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$, 1 mA/cm^2 de densidad de corriente aplicada y $\rho = 0.50 \text{ mm}$, se distinguen superficies oblicuas en las que se observan diferentes planos causados por esfuerzos cortantes y separados frecuentemente por *dimples* o microhuecos (Figura 5.32). Por último, en la Figura 5.33 se conjugan condiciones de 5 mA/cm^2 de densidad de corriente, velocidad de ensayo de $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$ y $\rho = 2.00 \text{ mm}$, y se aprecian áreas locales de intergranularidad correspondiendo con una zona típica entre dos planos de propagación o *undercutting*.

En conclusión, el acero X80 revela fallos frágiles o cuasi frágiles típicos en fenómenos de FIA y, más específicamente de FH. Los cambios de micromecanismos de fallo presentes en las superficies de fractura entre los ensayos en ambiente agresivo y al aire, son claramente diferenciables. No obstante, la influencia que presenta la densidad de corriente aplicada, la velocidad de ensayo y el radio de entalla en los micromecanismos de fallo es mucho menor.

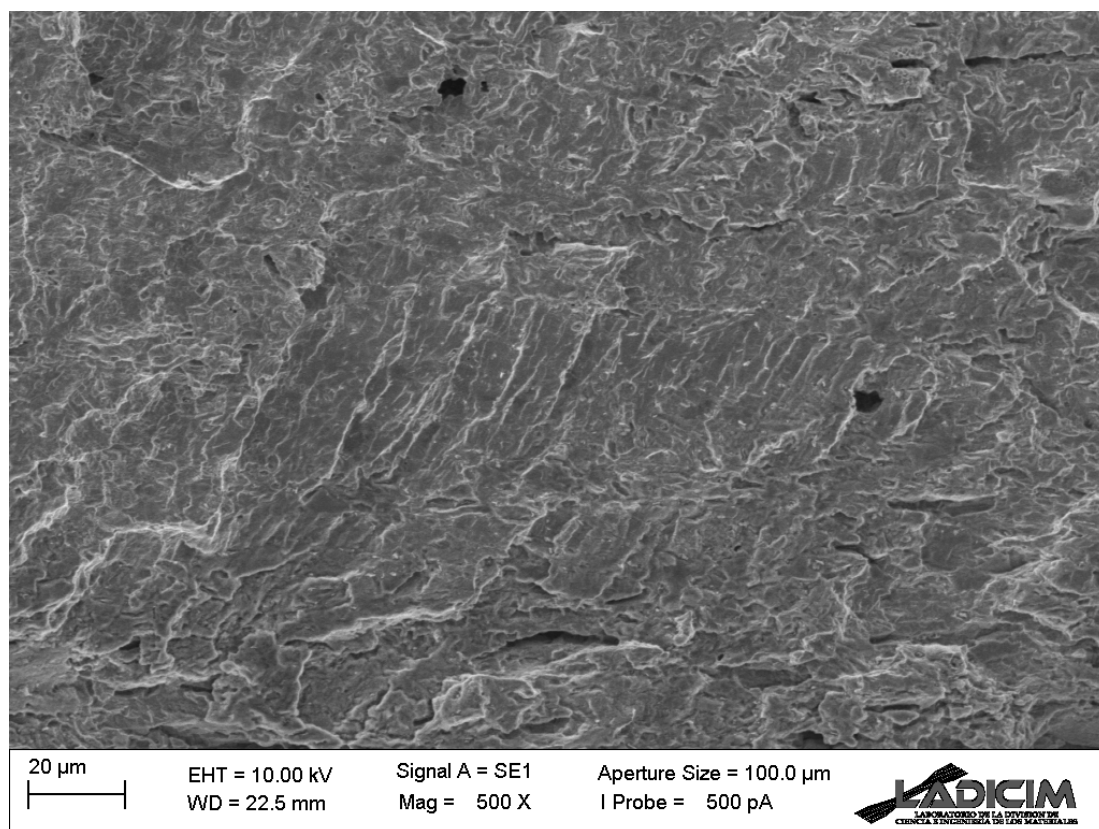


Figura 5.29. Acero X80; $\rho = 0.25 \text{ mm}$; 1 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$.

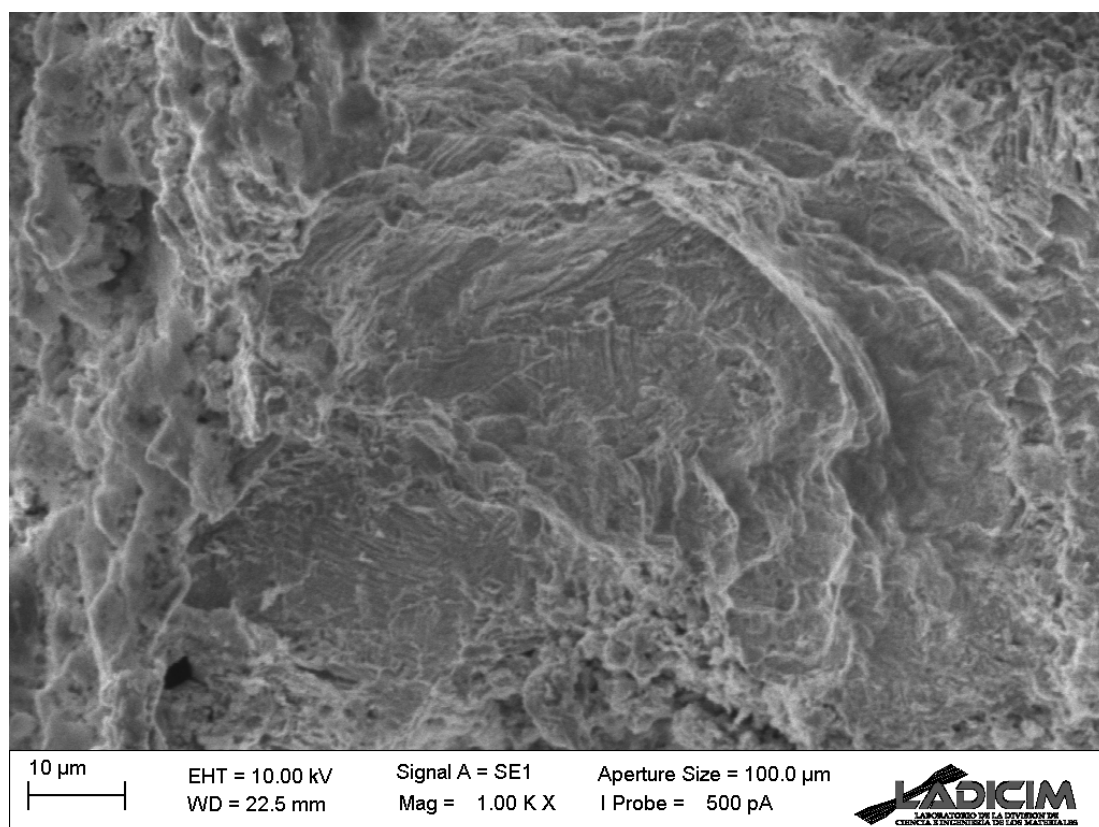


Figura 5.30. Acero X80; $\rho = 2.00 \text{ mm}$; 5 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$.

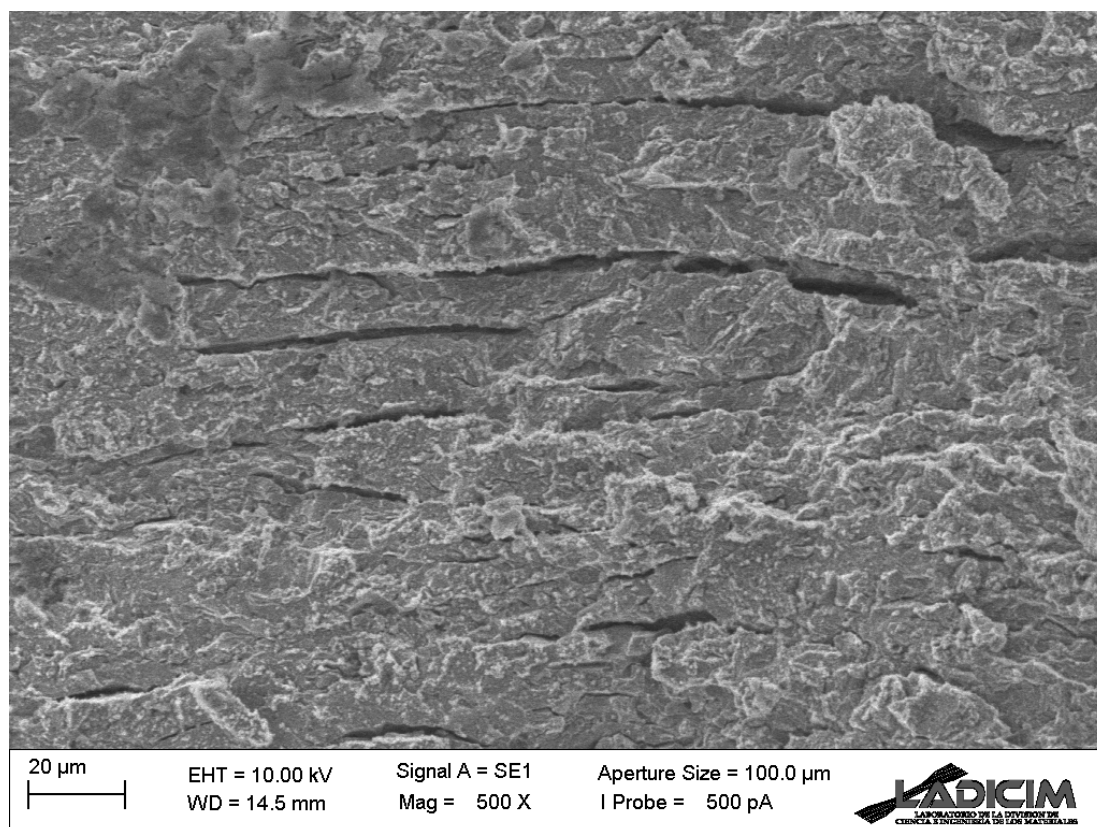


Figura 5.31. Acero X80; $\rho = 0.50$ mm; 5 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$.

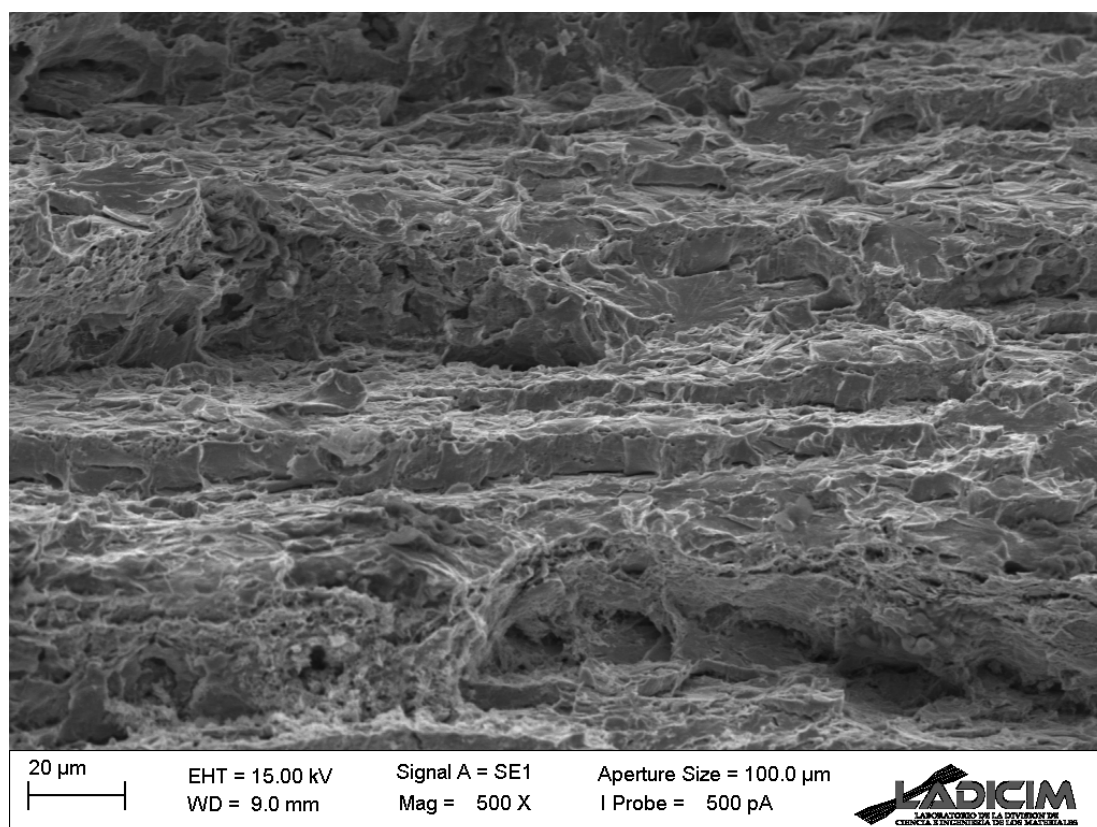


Figura 5.32. Acero X80; $\rho = 0.50$ mm; 1 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$.

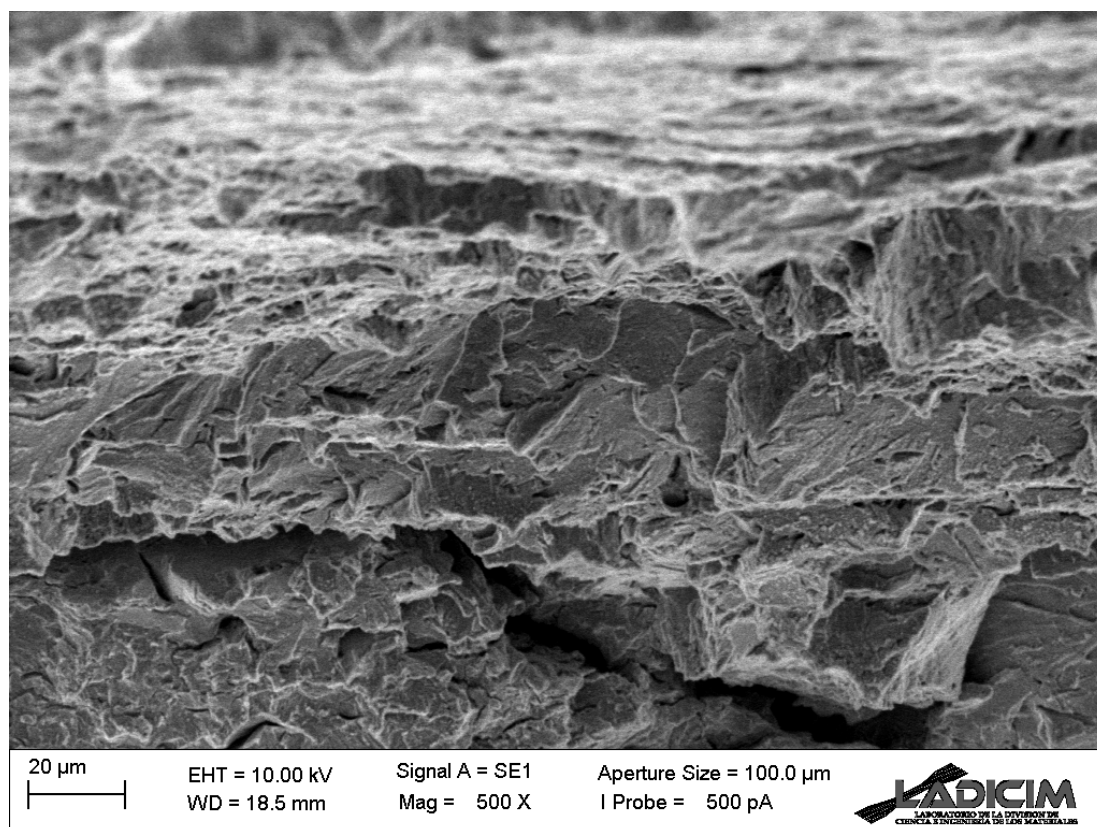


Figura 5.33. Acero X80; $\rho = 2.00 \text{ mm}$; 5 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$.

Por su parte, el acero S420 presenta micromecanismos eminentemente frágiles en cualquiera de las condiciones ensayadas y para cualquier radio de entalla. De la misma manera que el acero X80, el acero S420 exhibe un cambio de comportamiento dúctil al aire (con superficies de fractura en las cuales predominan los microhuecos) a comportamiento frágil en las condiciones de FIA empleadas.

Las figuras que se muestran a continuación representan en detalle los micromecanismos de fallo hallados en el acero S420 para la casuística de densidad de corriente y velocidad de ensayo utilizadas. En primer lugar, la Figura 5.34 y la Figura 5.35 representan condiciones de ensayo de 1 mA/cm^2 de densidad de corriente, $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$ de velocidad de ensayo y radio de entalla de 0.50 mm y 2.00 mm, respectivamente. Ambas fotografías manifiestan clivajes como mecanismo de fallo, predominando las estrías (*striations*) y las facetas dentadas (*serrated facets*). Además, se observa cómo la propagación de la grieta produce una orientación cambiante de las estrías en función del dominio ferrítico. En la Figura 5.36, que se corresponde con una densidad de corriente aplicada

de 5 mA/cm^2 , velocidad de ensayo de $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$ y radio de entalla 0.50 mm , se aprecian estrías con orientación cambiante al igual que en el caso anterior. Los ensayos realizados a la menor velocidad de desplazamiento, es decir, a $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$ están representados en la Figura 5.37 (1 mA/cm^2) y en la Figura 5.38 y la Figura 5.39 (5 mA/cm^2). Se muestra la zona de inicio de la propagación de la grieta, en el caso de la Figura 5.38 ($\rho = 0.00 \text{ mm}$) o la zona más próxima al frente de entalla en la Figura 5.37 ($\rho = 0.50 \text{ mm}$) y en la Figura 5.39 ($\rho = 0.50 \text{ mm}$). En ambas figuras se aprecian zonas frágiles y cuasi frágiles con planos de clivaje condicionados por los bordes de grano que posibilitan los cambios locales de dirección de la grieta.

Para terminar este análisis, se puede afirmar que en el acero S420, al igual que en el acero X80, el nivel de fragilización alcanzado es importante y que la influencia del nivel de densidad de corriente aplicada, de la velocidad de ensayo y del radio de entalla de las probetas no es significativa en términos fractográficos.

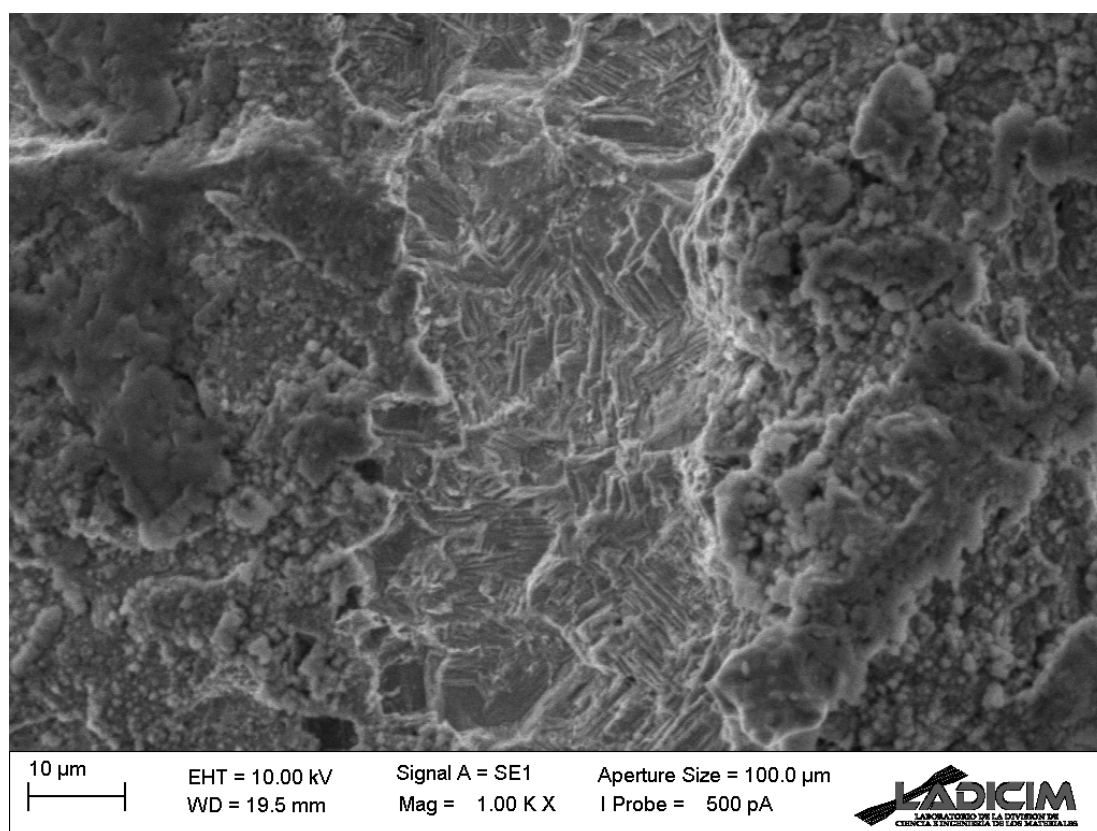


Figura 5.34. Acero S420; $\rho = 0.50 \text{ mm}$; 1 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$.

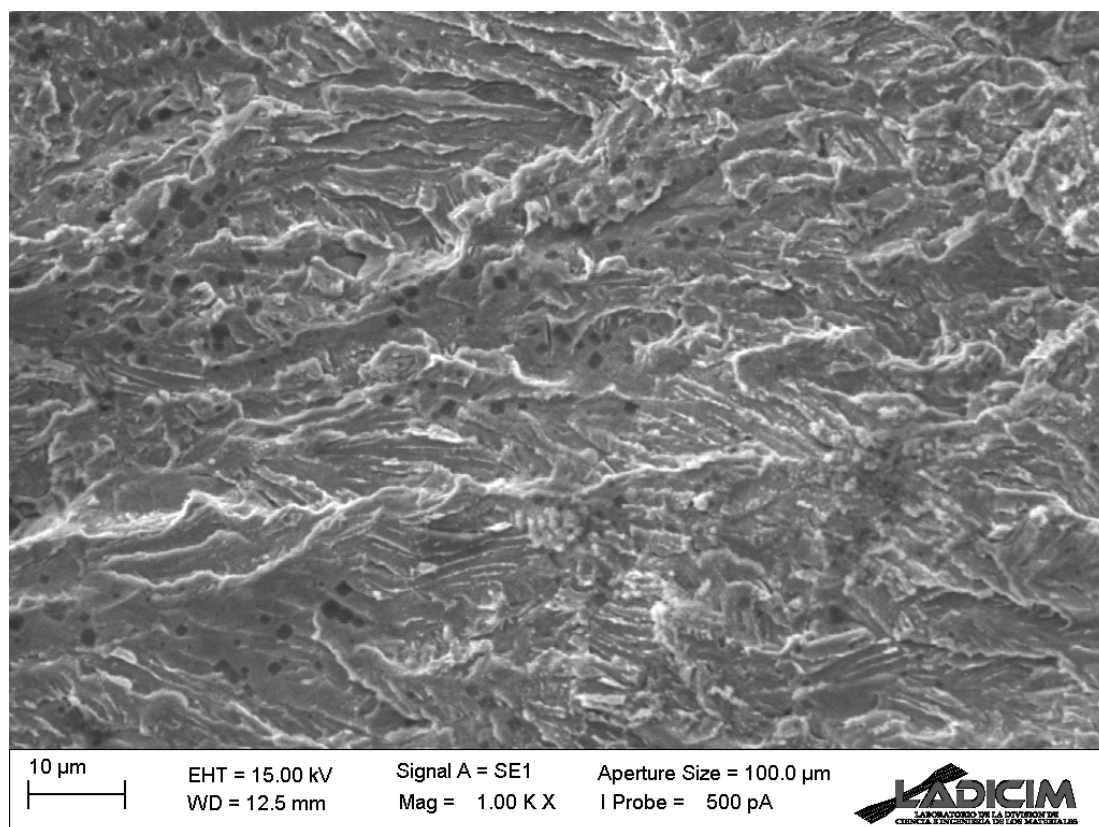


Figura 5.35. Acero S420; $p = 2.00$ mm; 1 mA/cm²; $6 \cdot 10^{-8}$ m/s

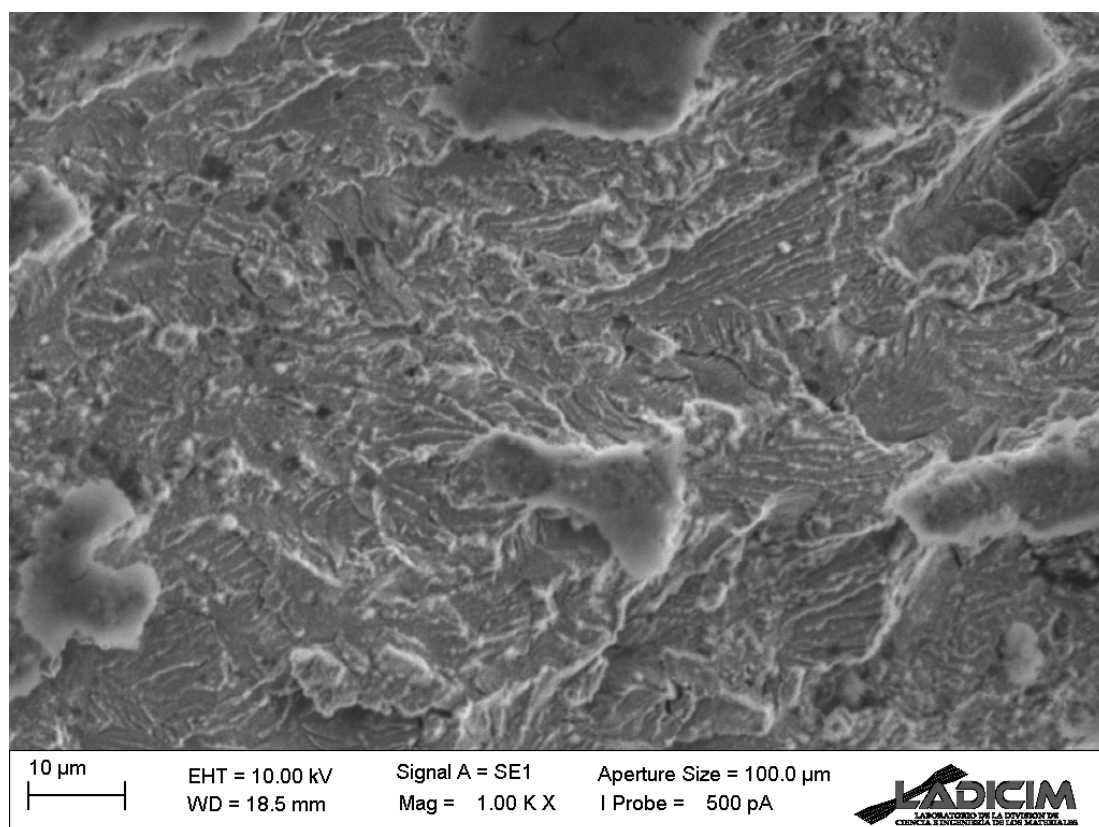


Figura 5.36. Acero S420; $p = 0.50$ mm; 5 mA/cm²; $6 \cdot 10^{-8}$ m/s

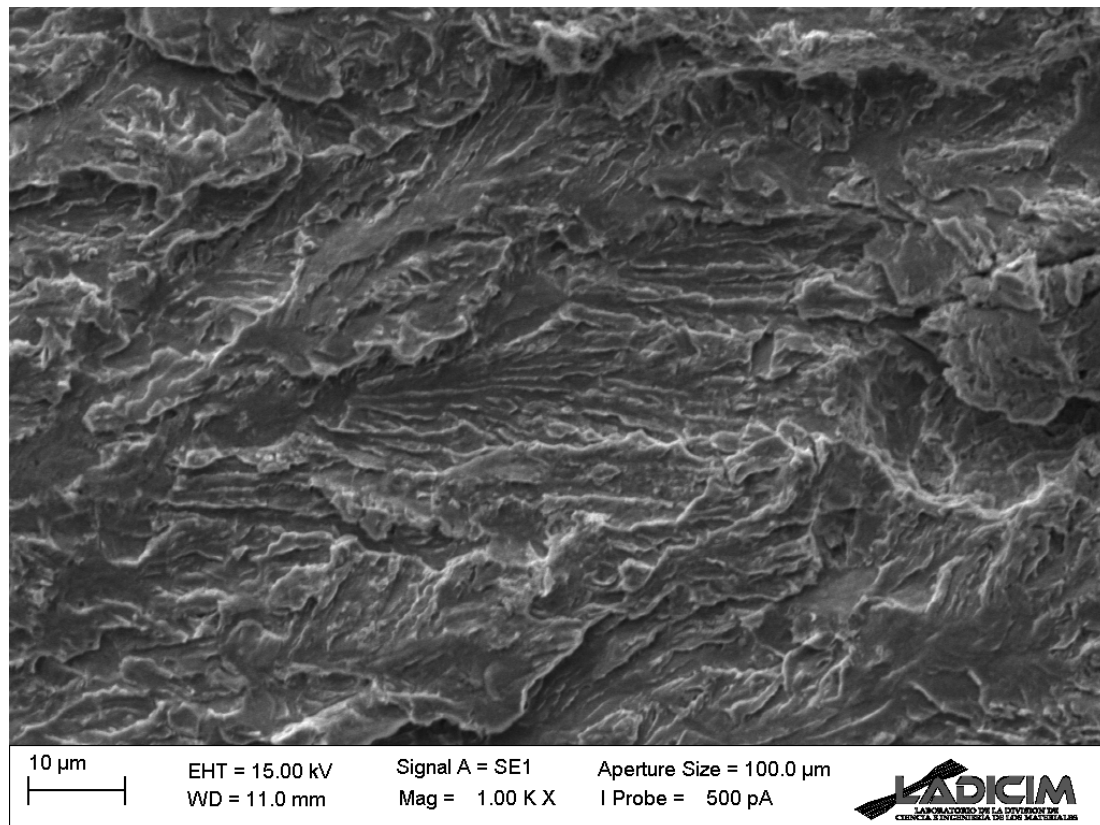


Figura 5.37. Acero S420; $p = 0.50$ mm; 1 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-9}$ m/s.

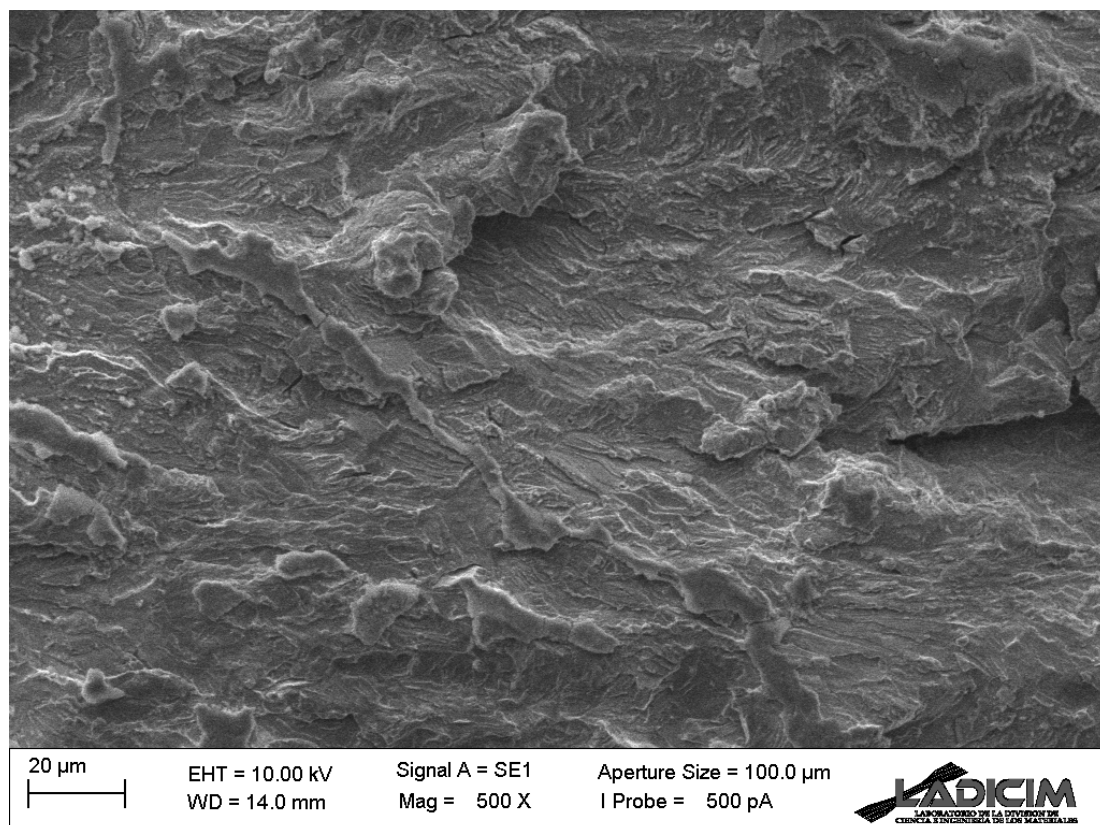


Figura 5.38. Acero S420; $p = 0.00$ mm; 5 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-9}$ m/s

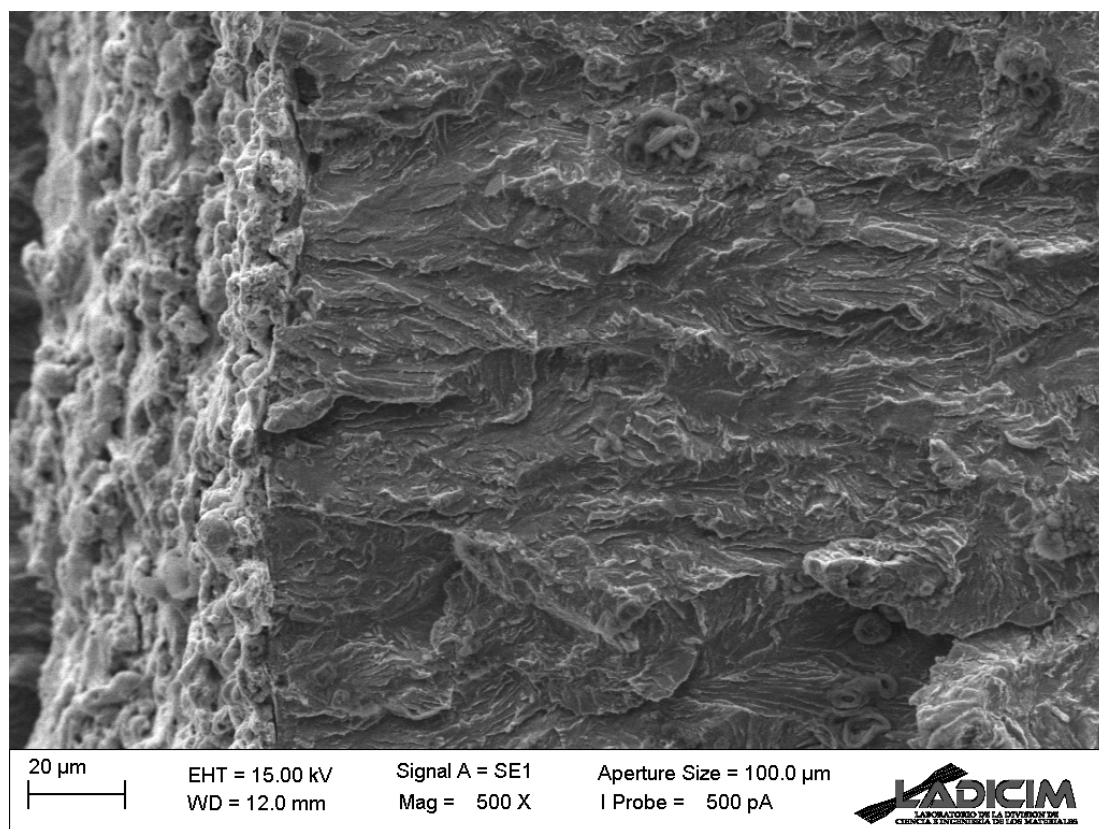


Figura 5.39. Acero S420; $p = 0.50 \text{ mm}$; 5 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

6.1 CONCLUSIONES

La Fisuración Inducida por Ambiente (FIA) es un fenómeno de gran importancia en la actualidad debido a las condiciones ambientales agresivas a las que los materiales se ven sometidos con mayor frecuencia cada vez (ej., los ambientes *off-shore*, presencia de agentes perjudiciales, transporte de gas y petróleo e industria energética, entre otros). La FIA puede provocar la reducción de las propiedades mecánicas de los aceros, razón por la cual el estudio del comportamiento de los materiales bajo condiciones de ambiente agresivo es fundamental para evitar fallos catastróficos inesperados.

Asimismo, el análisis de la FIA considera implícitamente en sus evaluaciones que cualquier defecto presente es afilado. Teniendo en cuenta esta premisa, y considerando que los defectos iniciales existentes en los componentes no tienen que ser obligatoriamente fisuras (ej., entallas), las

evaluaciones de integridad estructural pueden generar cálculos demasiado conservadores, lo cual conlleva una pérdida económica por sobredimensionamientos, recambios y reparaciones innecesarias. Por este motivo, es necesario implementar metodologías capaces de analizar el verdadero comportamiento de los componentes entallados y, especialmente, en el ámbito de la FIA, donde los defectos tipo entalla son frecuentes.

Teniendo en cuenta lo anterior, el objetivo de esta Tesis Doctoral ha sido plantear una metodología de análisis de la Fisuración Inducida por Ambiente basada en la Teoría de Distancias Críticas, y validarla a través de un sólido programa experimental en el cual se han estudiado dos aceros frecuentemente empleados en la industria energética (aceros X80 y S420) bajo condiciones de ambiente agresivo a dos niveles de carga catódica distintos (5 mA/cm^2 y 1 mA/cm^2), a dos velocidades de ensayo lo suficientemente lentas como para que el comportamiento del material esté gobernado por la FIA ($6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$ y $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$), y en presencia de entallas con radios que han variado desde 0.00 mm (fisura) hasta 2.00 mm. La susceptibilidad de los materiales al ambiente empleado y el contenido en hidrógeno de los materiales han sido analizados, así como el umbral de propagación de fisuras aparente y aspectos microestructurales presentes en las superficies de fractura de las probetas empleadas.

El análisis de los resultados proporciona una serie de conclusiones, las cuales se recogen a continuación:

6.1.1 Sobre la susceptibilidad de los materiales

La susceptibilidad de los aceros X80 y S420 al ambiente empleado, tanto a 1 mA/cm^2 como a 5 mA/cm^2 , queda probada, en primer lugar, a través de los ensayos de tracción al aire y los ensayos de tracción sumergidos en la disolución utilizada en esta Tesis Doctoral, donde se observa un descenso significativo del límite elástico (σ_y) y tensión de rotura (σ_u), como muestra la Figura 6.1.

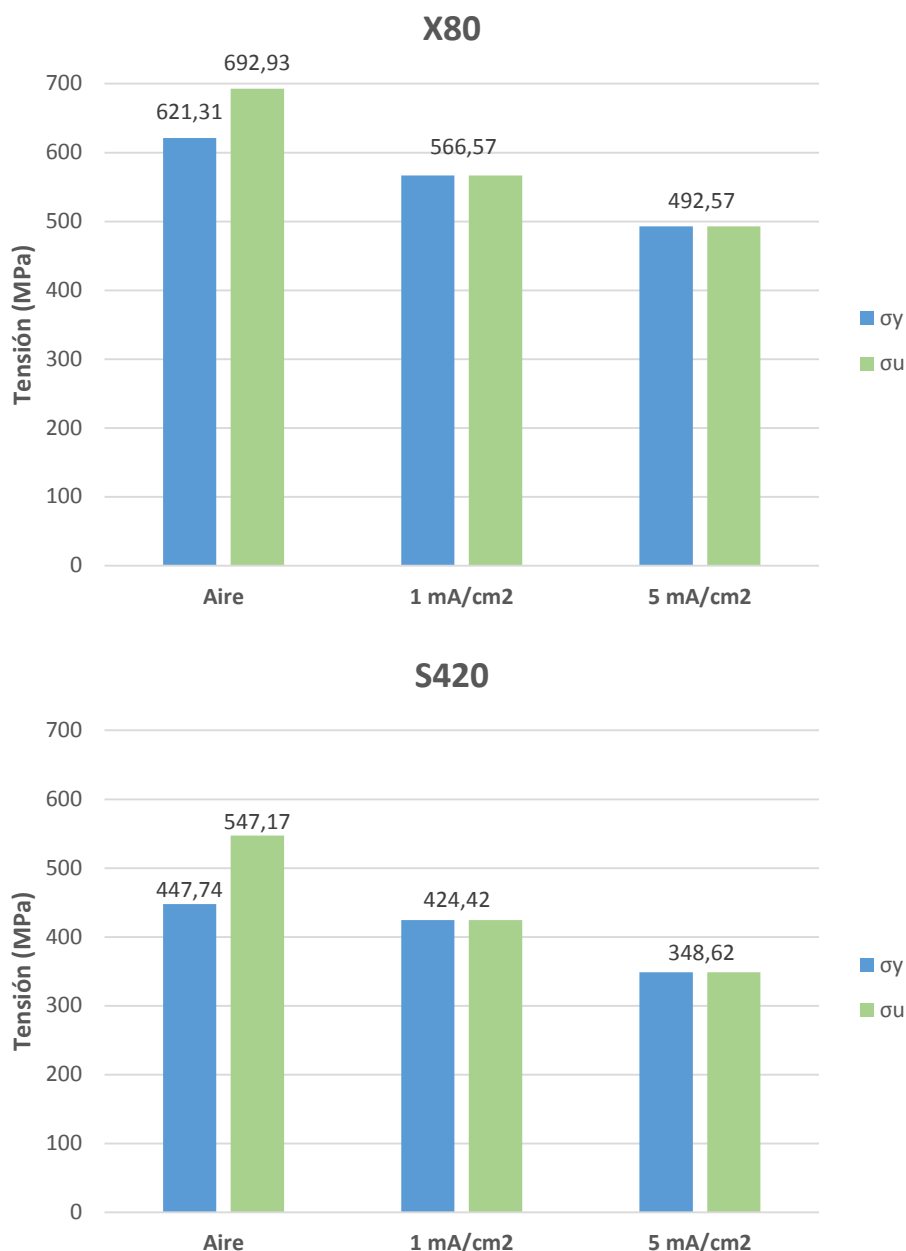


Figura 6.1. Evolución del límite elástico (σ_y) y la tensión de rotura (σ_u) con la densidad de corriente aplicada.

La fragilización queda plenamente visible a través de la deformación bajo carga máxima de los aceros X80 y S420 al aire (6.90% y 13.90%, respectivamente) y la observada tras la exposición de estos materiales al ambiente agresivo, que en ningún caso supera el 0.40% y siempre es menor en condiciones de 5 mA/cm² de densidad de corriente aplicada. La Figura 6.2 representa la evolución de este parámetro en los dos aceros.

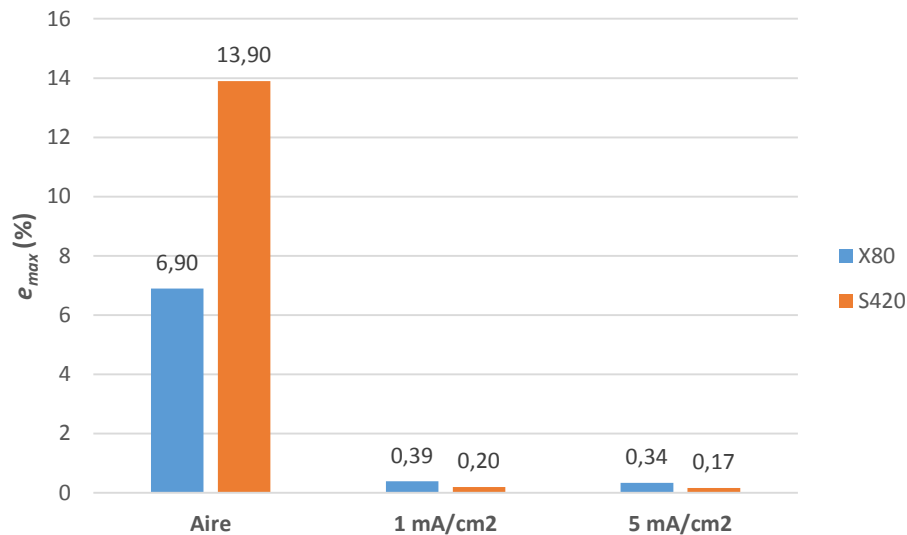


Figura 6.2. Evolución de la deformación bajo carga máxima (e_{max}) con la densidad de corriente aplicada.

En segundo lugar, se ha cuantificado con precisión el efecto del ambiente agresivo mediante el cálculo del parámetro σ_{EAC} , que representa la tensión umbral por encima de la cual se inicia el proceso de FIA. Para este cometido se han realizado ensayos de escalones incrementales de carga bajo condiciones de Fragilización por Hidrógeno según la norma ASTM F1624 [165]. Comparando σ_{EAC} con su parámetro homólogo en ambiente inerte, es decir, la tensión de rotura, (σ_u), se produce una reducción del 30.64% y el 51.51% en el acero S420, y del 19.87% y el 35.67% en el acero X80 cuando las densidades de corriente aplicadas son de 1 mA/cm² y 5 mA/cm², respectivamente (Figura 6.3).

Por último, se observa una severa reducción en la capacidad resistente de los dos aceros en presencia de fisuras. Por un lado, el acero X80 presenta un valor de $K_{mat} = 349 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ al aire, viéndose reducido este valor, comparándolo con K_{IEAC} , entre un 83.27% y un 81.30% en las condiciones agresivas empleadas. El descenso correspondiente en el acero S420 ($K_{mat} = 356 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$) se sitúa en el rango del 87.28% - 81.90%.

A la vista de los resultados se puede afirmar que ambos aceros reducen sus propiedades mecánicas en presencia del ambiente y las condiciones electroquímicas empleadas, siendo el acero S420 el que presenta una mayor reducción en las mismas.

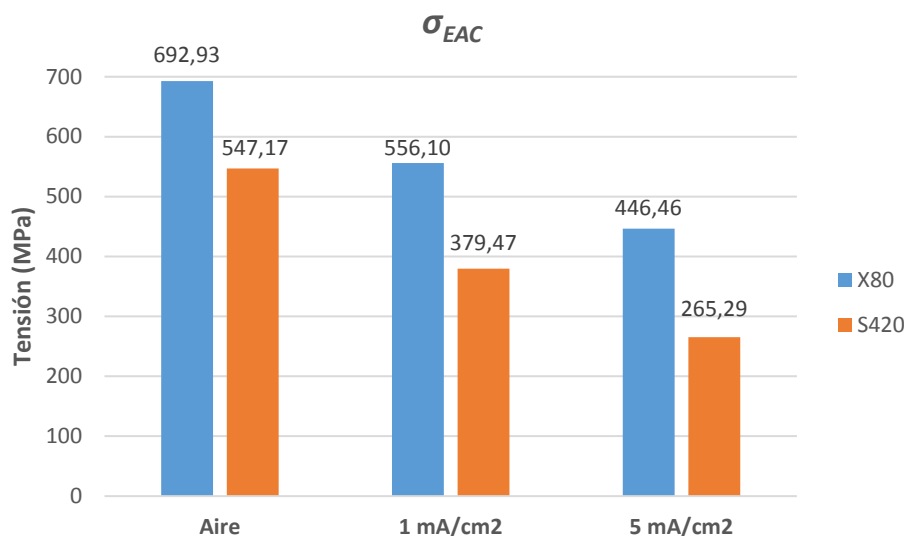


Figura 6.3. Evolución de la tensión umbral en FIA (σ_{EAC}) con la densidad de corriente aplicada.

6.1.2 Sobre el contenido de hidrógeno

El contenido de hidrógeno correspondiente a cada densidad de corriente aplicada se representa en la Figura 6.4. Esta gráfica pone de manifiesto que el hidrógeno presente en los dos aceros aumenta a medida que lo hace la densidad de corriente aplicada. En este aspecto, el límite elástico (σ_y), la tensión de rotura (σ_u), la deformación bajo carga máxima (e_{max}) y la tensión umbral en FIA (σ_{EAC}) evolucionan en el mismo sentido que la concentración de hidrógeno.

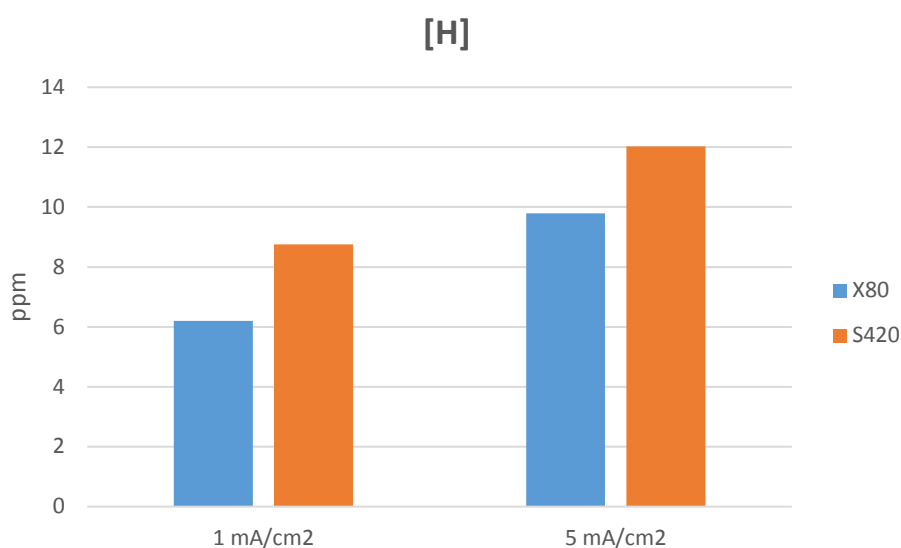


Figura 6.4. Evolución del contenido de hidrógeno con la densidad de corriente aplicada.

La concentración de hidrógeno en el acero S420 es mayor que la del acero X80 para las mismas condiciones electroquímicas. Asimismo, el acero S420 es el que mayor variación porcentual de los parámetros analizados experimenta, por lo que se puede establecer una relación directa, cualitativamente hablando, entre el contenido en hidrógeno y la sensibilidad del acero a variaciones de los parámetros derivados del ensayo a tracción (σ_y , σ_u , ϵ_{max} y σ_{EAC})

6.1.3 Sobre la calibración de los parámetros de la TDC

La calibración de los parámetros de la TDC, es decir, la distancia crítica (L_{EAC}) y la tensión inherente en FIA (σ_{0EAC}), se ha realizado mediante la combinación de dos métodos. Por un lado, se ha llevado a cabo un programa experimental que aúna un total de 80 ensayos con probetas C(T) con distintos radios de entalla (incluyendo fisuras). De manera simultánea se han realizado el mismo número de simulaciones por elementos finitos a través de los datos que proporcionaban los ensayos de dichas probetas.

Los valores calibrados de L_{EAC} son consistentes con los resultados de este parámetro en ambiente inerte en otros aceros y ofrecen predicciones precisas del umbral de propagación de fisuras en FIA. La tensión inherente en FIA (σ_{0EAC}) alcanza valores muy superiores al límite elástico y tensión de rotura de ambos materiales, llegando a un máximo de 2630.82 MPa y 2234.18 MPa en el acero X80 y S420, respectivamente. Estos valores tan elevados manifiestan un comportamiento no lineal, especialmente a medida que el radio de entalla aumenta.

La Tabla 6.1 muestra los valores obtenidos de L_{EAC} mediante las simulaciones por elementos finitos a través de los perfiles tensionales (representado a modo de ejemplo en la Figura 6.5), y el mejor ajuste por mínimos cuadrados de este parámetro empleando el *PM* y el *LM*.

Tabla 6.1. Valores calibrados de L_{EAC} y el mejor ajuste (L_{EAC-MA}) de este parámetro por mínimos cuadrados a través del PM y del LM.

Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	L_{EAC} (mm)	PM L_{EAC-MA} (mm)	LM L_{EAC-MA} (mm)
X80	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.286	0.194	0.276
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.350	0.262	0.451
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.318	0.208	0.303
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.440	0.419	1.008
S420	5	$6 \cdot 10^{-8}$	0.462	0.386	0.776
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.452	0.272	0.437
	1	$6 \cdot 10^{-8}$	0.249	0.273	0.441
		$6 \cdot 10^{-9}$	0.190	0.152	0.210

La diferencia entre los valores calibrados de L_{EAC} y los obtenidos mediante el mejor ajuste de este parámetro es poco significativa y se traduce en que las predicciones que ofrecen los valores experimentales de L_{EAC} son precisas, presentando valores conservadores de K_{IEAC}^N y, consecuentemente, del lado de la seguridad.

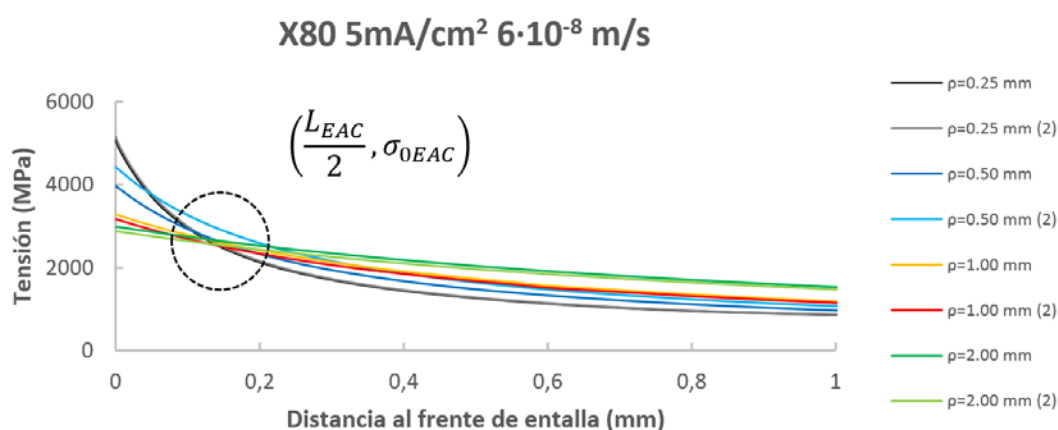


Figura 6.5. Ejemplo de la determinación de L_{EAC} y de σ_{0EAC} por medio de los perfiles tensionales.

Las predicciones proporcionadas a través del PM son siempre más conservadoras que las ofrecidas por el LM empleando los resultados de L_{EAC} obtenidos por simulaciones de elementos finitos con los datos experimentales de los ensayos. Si se utilizan los valores de la distancia crítica proporcionados por

el mejor ajuste por mínimos cuadrados, las predicciones del *PM* continúan siendo más conservadoras que las del *LM* hasta que el radio de entalla supera 1 mm, momento en el cual se revierte la situación.

6.1.4 Sobre la aplicación de la TDC en procesos de FIA

La aplicación de la TDC en los aceros X80 y S420 en condiciones de fragilización por hidrógeno ha sido validada, debido a que proporciona predicciones precisas del umbral de propagación de fisuras aparente (K_{IEAC}^N) en relación a los resultados experimentales obtenidos. El efecto entalla que los dos materiales han presentado queda perfectamente descrito mediante la aplicación del Método del Punto (*PM*) y del Método de la Línea (*LM*).

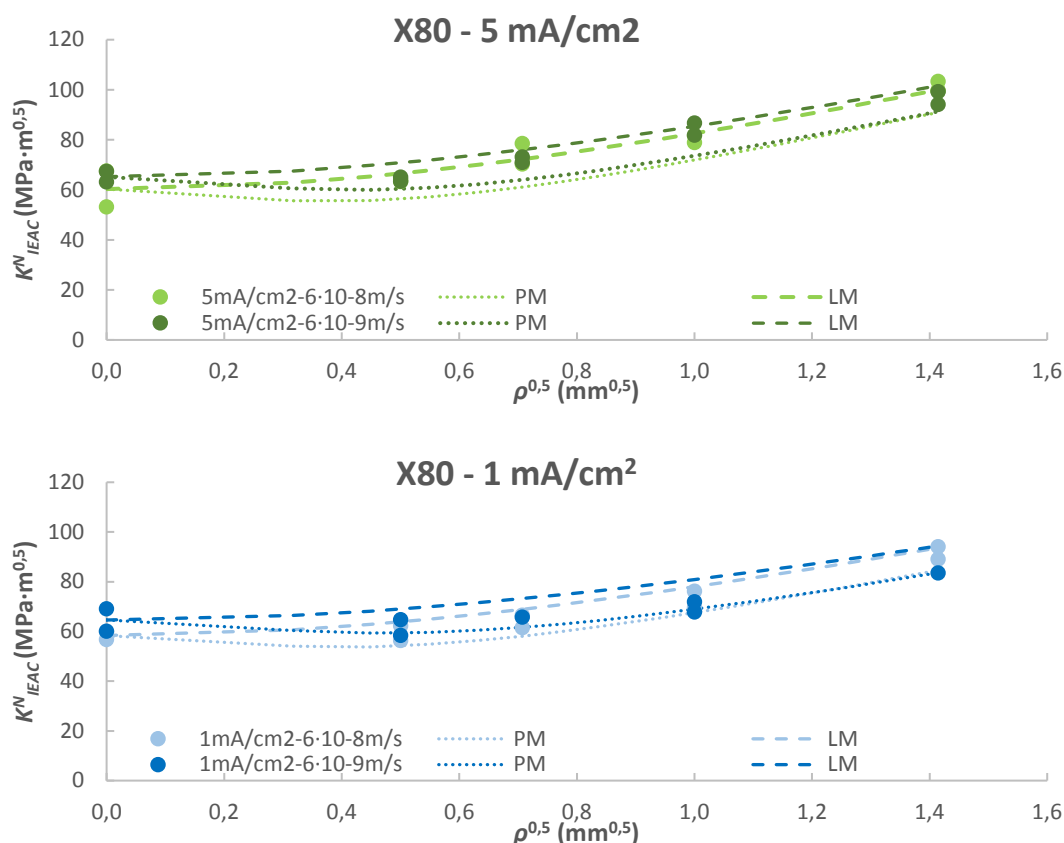


Figura 6.6. Resultados experimentales y predicciones de la TDC (*PM* y *LM*) para el acero X80.

El Método del Punto predice valores de K_{IEAC}^N más conservadores que el Método de la Línea. No obstante, por norma general, ambos métodos ofrecen resultados que se encuentran del lado de la seguridad cuando se emplean los valores experimentales de la distancia crítica (L_{EAC}), obtenidos a través de

simulaciones por elementos finitos (ver la Figura 6.6 para el acero X80 y la Figura 6.7 para el acero S420).

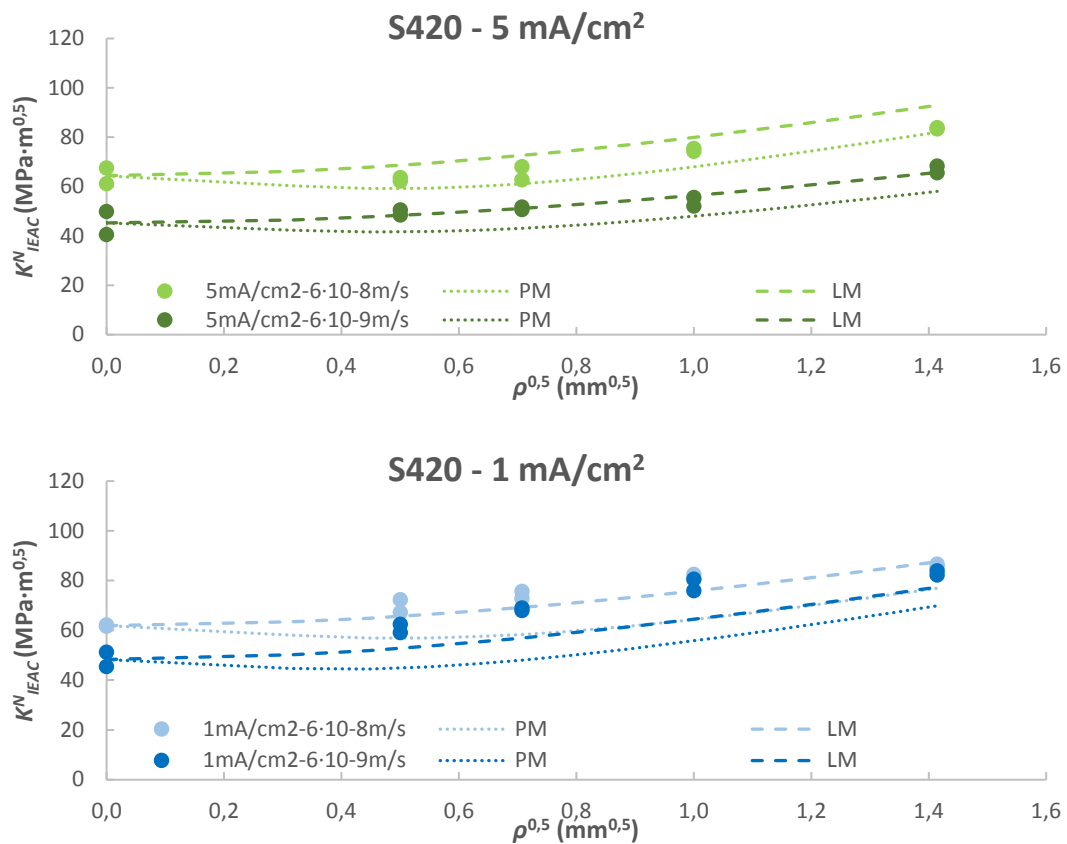


Figura 6.7. Resultados experimentales y predicciones de la TDC (PM y LM) para el acero S420.

6.1.5 Sobre el efecto del radio de entalla

Queda probado que el umbral de propagación de fisuras aparente en FIA (K^N_{IEAC}) evoluciona con los diferentes radios de entalla estudiados, de tal manera que al aumentar el radio de entalla se produce un aumento del valor de K^N_{IEAC} .

Comparando este parámetro en probetas fisuradas ($\rho = 0.00$ mm) con el correspondiente al mayor radio de entalla empleado ($\rho = 2.00$ mm), el aumento que se produce en el acero X80 se encuentra en el rango 71.4% - 29.4% mientras que en el acero S420 este aumento está comprendido entre 73.6% - 30.2%. Esto se traduce en que, para todas las combinaciones de material, densidad de corriente y velocidad de desplazamiento del ensayo estudiadas, se produce un claro efecto entalla.

Adicionalmente, los resultados experimentales en los aceros X80 y S420, este último únicamente bajo 5 mA/cm^2 de densidad de corriente aplicada, muestran la existencia de un radio de entalla por debajo del cual el efecto entalla es despreciable. En los dos materiales este valor coincide con el radio de entalla más pequeño analizado, es decir, $\rho = 0.25 \text{ mm}$. La Figura 6.8 ejemplifica la presencia del radio de entalla crítico, por debajo del cual los defectos se comportan como fisuras.

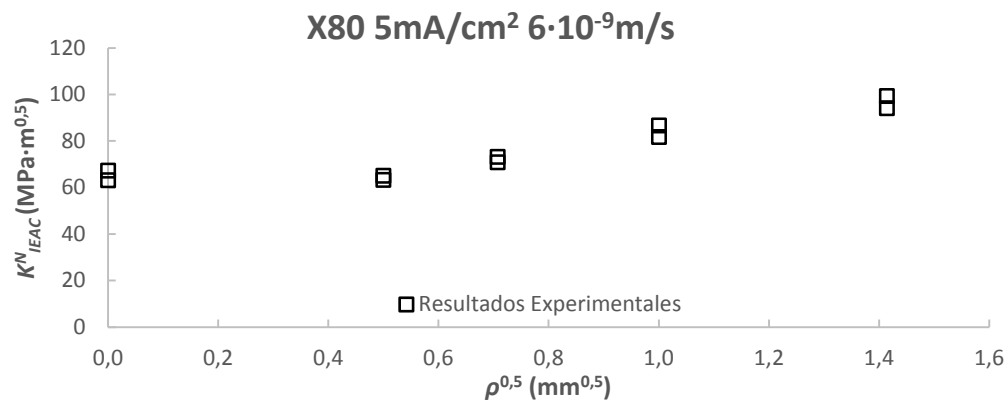


Figura 6.8. Resultados experimentales de K^N_{IEAC} del acero X80; 5 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$.

Del mismo modo, se aprecia cómo el acero S420, en los ensayos a 1 mA/cm^2 de densidad de corriente aplicada, presenta un radio de entalla por encima del cual el umbral de propagación de fisuras aparente en FIA apenas aumenta su valor debido al efecto entalla. Dicho radio de entalla es $\rho = 1.00 \text{ mm}$. Este hecho queda representado en la Figura 6.9.

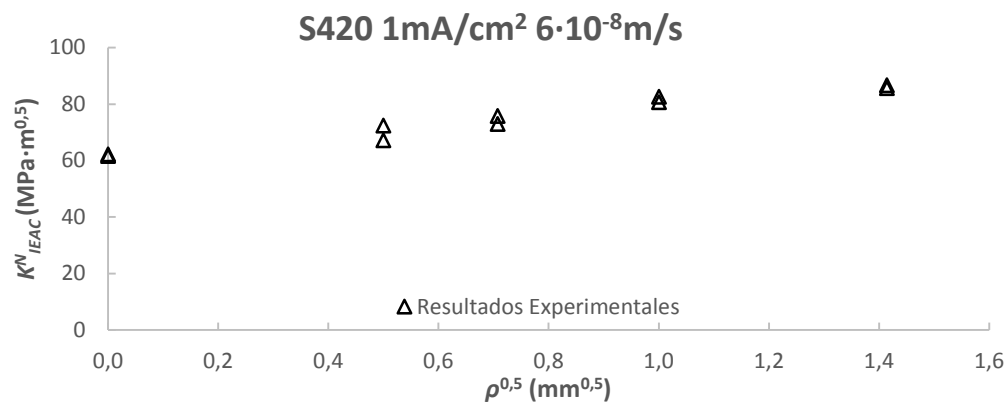


Figura 6.9. Resultados experimentales de K^N_{IEAC} del acero S420; 1 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$.

6.1.6 Sobre el efecto de la densidad de corriente aplicada

Las conclusiones que se extraen en relación a la densidad de corriente aplicada son diferentes para cada material estudiado. Este hecho pone de manifiesto que la interacción entre el material, solicitaciones externas y ambiente agresivo (con sus características electroquímicas particulares) ha de ser estudiado de manera independiente, y que no se deben realizar conclusiones genéricas que aborden el comportamiento frente a la Fisuración Inducida por Ambiente. La Figura 6.10 y la Figura 6.11 representan la evolución de K_{IEAC}^N en función de la densidad de corriente aplicada y del radio de entalla, manteniendo constante la velocidad de desplazamiento, en el acero X80 y S420, respectivamente.

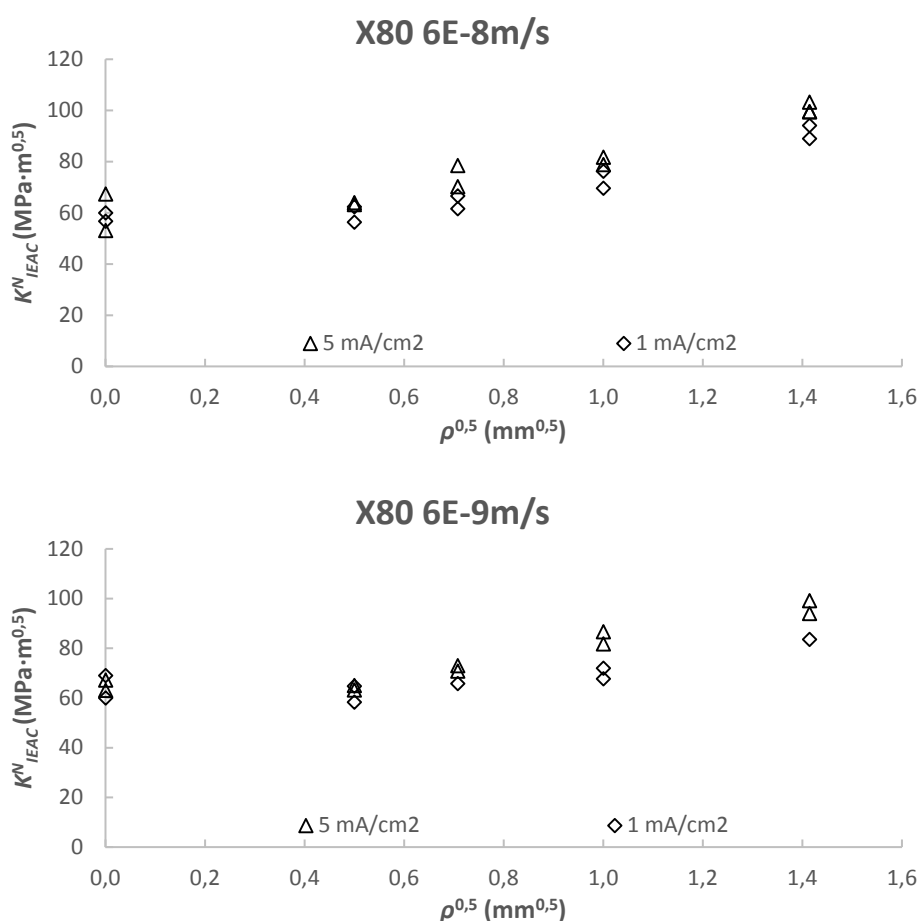


Figura 6.10. Evolución de K_{IEAC}^N en la densidad de corriente aplicada en el acero X80.

El acero X80 revela un menor umbral de propagación de fisuras aparente cuando se aplica una densidad de corriente de 1 mA/cm², y esta

reducción se acentúa a medida que los radios de entalla son mayores y la velocidad de desplazamiento en el ensayo es menor (Figura 6.10).

El comportamiento exhibido por el acero S420 (ver Figura 6.11) tiene en común con el acero X80 que el efecto de la densidad de corriente se enfatiza cuando la velocidad de ensayo es la más lenta, es decir, $6 \cdot 10^{-9}$ m/s. Sin embargo, en este caso, la densidad de corriente que menor K_{IEAC}^N genera es 5 mA/cm².

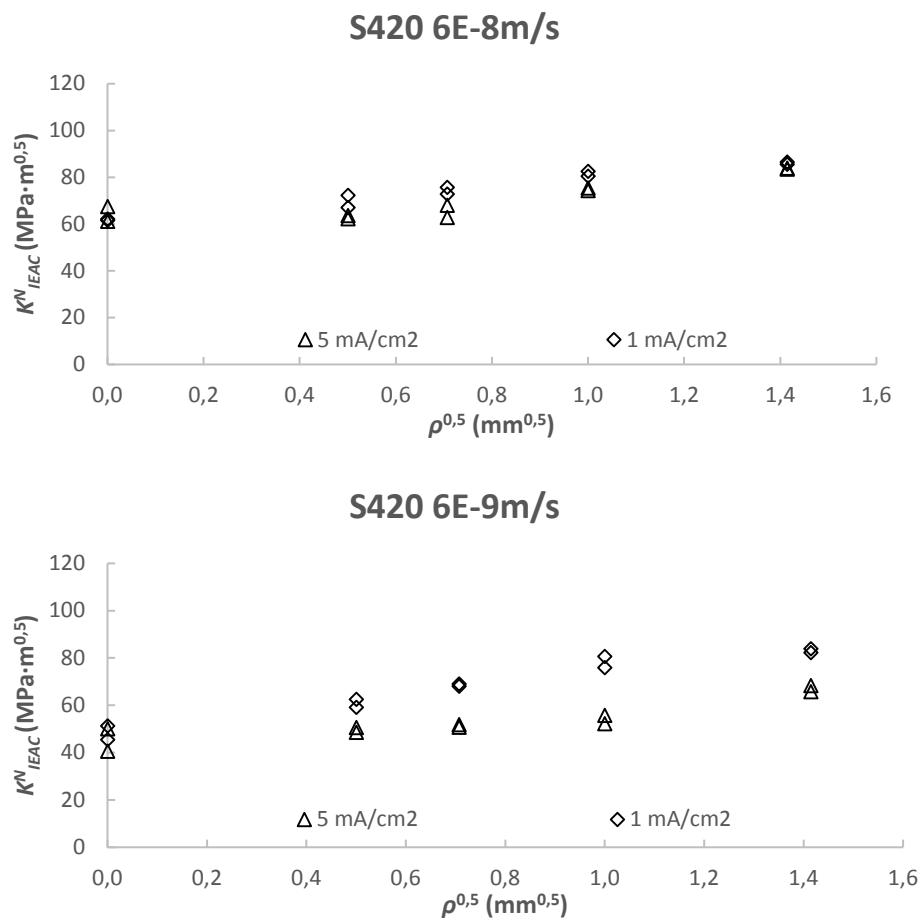


Figura 6.11. Evolución de K_{IEAC}^N en la densidad de corriente aplicada en el acero S420.

6.1.7 Sobre el efecto de la velocidad de ensayo

Las velocidades de desplazamiento empleadas en los ensayos son lo suficientemente lentas como para que la Fisuración Inducida por Ambiente gobierne el comportamiento del material, como así lo reflejan los resultados experimentales y la fractografía.

Se aprecia cómo, en los materiales estudiados, las velocidades de ensayo utilizadas no producen cambios significativos en los micromecanismos de fallo. No obstante, este parámetro condiciona el comportamiento del material de manera que, a medida que la velocidad de desplazamiento disminuye, lo hace también el valor del factor de intensidad de tensiones umbral tanto en probetas entalladas (aparente) como fisuradas. Este efecto se manifiesta de manera destacada en el acero S420 y, más específicamente, cuando la densidad de corriente aplicada en el ensayo es de 5mA/cm^2 , como muestra la Figura 6.12.

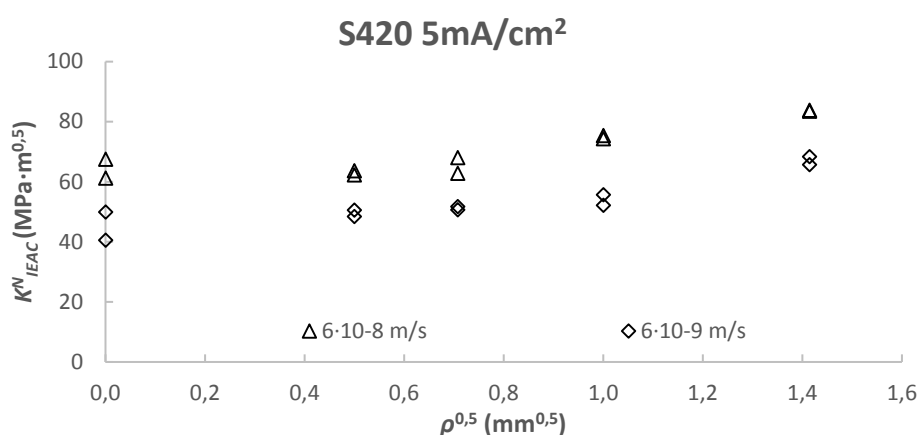


Figura 6.12. Evolución de K^N_{IEAC} con la velocidad de ensayo.

6.1.8 Sobre los micromecanismos de fallo

Han sido estudiadas las superficies de fractura de las probetas mediante el microscopio electrónico de barrido (SEM), analizando los dos aceros empleados (X80 y S420), las densidades de corriente aplicadas (1 mA/cm^2 y 5 mA/cm^2), las velocidades de ensayo ($6 \cdot 10^{-8} \text{ m/s}$ y $6 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$) y los diferentes radios de entalla (0.00 mm, 0.25 mm, 0.50 mm, 1.00 mm, 2.00 mm).

En primer lugar, se aprecia una variación significativa en los mecanismos de fallo cuando se compara el comportamiento de los dos materiales al aire con los ensayos en ambiente agresivo, cambiando de un fallo eminentemente dúctil con presencia predominante de microhuecos, a un fallo frágil o cuasi frágil con clivajes. La Figura 6.13 muestra un ejemplo representativo de la evolución de los micromecanismos de fallo en los aceros X80 y S420 en condiciones inertes (ensayo al aire) y en presencia del ambiente agresivo empleado.

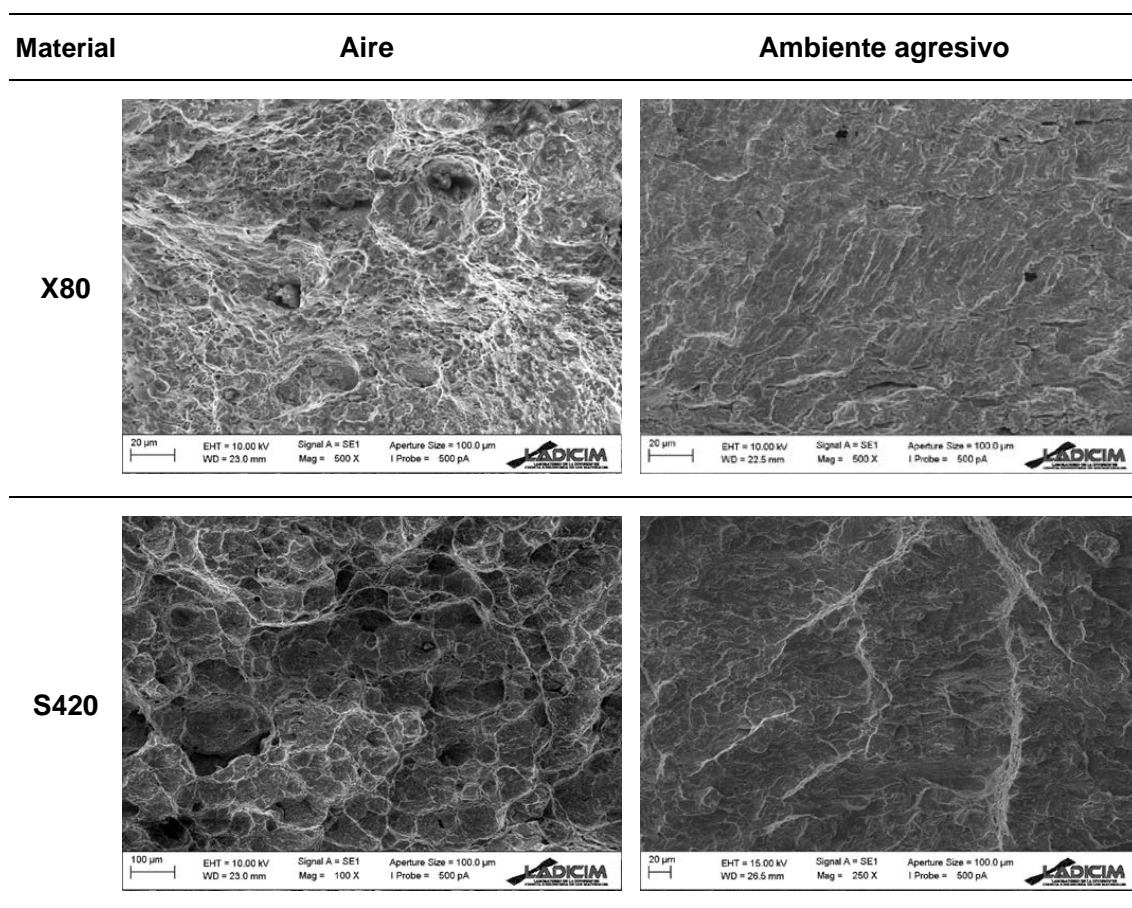


Figura 6.13. Comparación de los mecanismos de fallo al aire y en ambiente agresivo.

El acero X80 revela fallos frágiles o cuasi frágiles típicos de fenómenos de FIA y, más específicamente, de FH. Los cambios de micromecanismos de fallo presentes en las superficies de fractura entre los ensayos en ambiente agresivo y al aire, son claramente diferenciables. No obstante, la influencia que presenta la densidad de corriente aplicada, la velocidad de ensayo y el radio de entalla en los micromecanismos de fallo es mucho menor.

Por su parte, el acero S420 presenta micromecanismos eminentemente frágiles en cualquiera de las condiciones ensayadas y para cualquier radio de entalla. De la misma manera que el acero X80, el acero S420 exhibe un cambio de comportamiento dúctil al aire a comportamiento frágil en las condiciones de FIA empleadas.

Ambos aceros manifiestan un crecimiento subcrítico de grieta. El micromecanismo de fallo predominante es el clivaje, presentando numerosas facetas dentadas, microgrietas, estrías y diferentes planos de clivaje

condicionados por los bordes de los granos que posibilitan los cambios de dirección de la grieta. Estas características se pueden apreciar, con carácter general, en la Figura 6.14 (acero X80) y en la Figura 6.15 (acero S420).

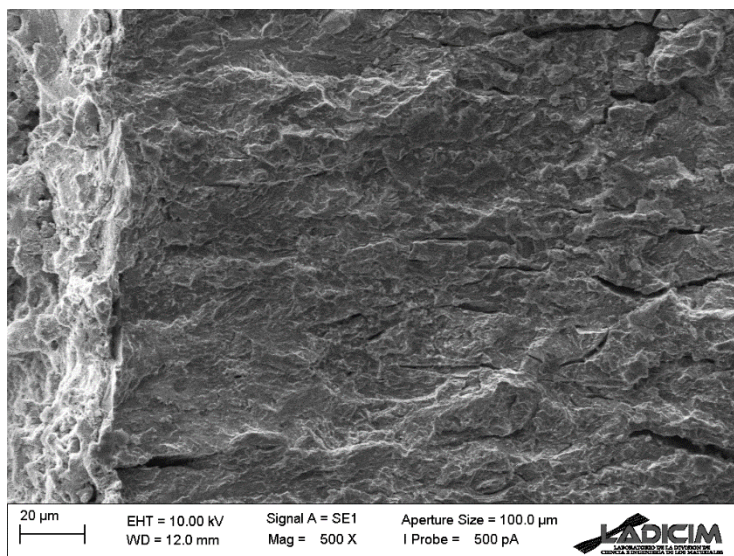


Figura 6.14. Imagen representativa de los mecanismos de fallo en el acero X80 ($\rho = 1.00\text{ mm}$; 1 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-8}\text{ m/s}$).

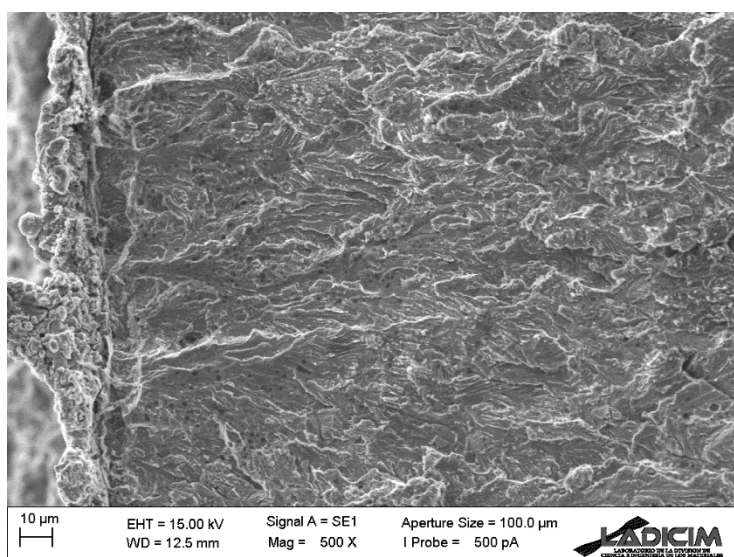


Figura 6.15. Imagen representativa de los mecanismos de fallo en el acero S420 ($\rho = 2.00\text{ mm}$; 1 mA/cm^2 ; $6 \cdot 10^{-8}\text{ m/s}$).

Las principales conclusiones que se obtienen son que en ambos aceros el nivel de fragilización alcanzado es importante, que los mecanismos de fallo predominantes son los clivajes y que la influencia de la densidad de corriente aplicada, de la velocidad de ensayo y del radio de entalla de las probetas no es significativa en términos fractográficos.

6.2 TRABAJO FUTURO

Esta Tesis Doctoral ha desarrollado un completo análisis de la Fisuración Inducida por Ambiente en los aceros X80 y S420 en presencia de entallas y en condiciones de Fragilización por Hidrógeno a través de la Teoría de las Distancias Críticas. Se ha planteado y validado una metodología de análisis a través de un sólido programa experimental que engloba ensayos en presencia de fisuras y entallas con distintos radios. A su vez, se ha evaluado el efecto que tiene la velocidad del ensayo en los resultados así como la influencia de la densidad de corriente aplicada para causar la Fragilización por Hidrógeno y los micromecanismos de fallo han sido analizados a través del microscopio electrónico de barrido.

No obstante, de este trabajo surgen nuevas incógnitas que pueden ser objeto de investigación en un futuro y que requieren un estudio más exhaustivo. Estas futuras líneas de investigación son las siguientes:

- Extender la metodología propuesta a un mayor número de materiales con aplicaciones potenciales en la industria. Los aceros empleados en esta Tesis Doctoral se utilizan con frecuencia en estructuras y componentes off-shore. No obstante, estudiar la Fisuración Inducida por Ambiente en otros aceros es necesario para extender el uso de esta metodología con garantías en otros materiales.
- Ampliar la variedad de ambientes agresivos, abarcando ámbitos ingenieriles más diversos. Este apartado engloba tanto la densidad de corriente aplicada (en el caso de la polarización catódica) como los diferentes ambientes agresivos frecuentes. Estudiar el efecto de los materiales a 10 mA/cm² de densidad de corriente aplicada o cambiar la disolución ácida por agua marina, son algunos ejemplos propuestos.
- Analizar el efecto de la temperatura en los resultados. Uno de los parámetros que no se ha evaluado en este estudio, puesto que ha permanecido constante, ha sido la temperatura. No obstante, es bien sabido que la resistencia que presenta un material a la fisuración varía

con los cambios de temperatura. Estudiar esta influencia bajo condiciones de Fisuración Inducida por Ambiente se convierte en un apasionante reto.

- Estudiar técnicas de ensayo alternativas, como los ensayos en miniatura, para reducir tiempos de ensayo, simplificar los mismos y reducir costes. Uno de los principales problemas de los ensayos de Fisuración Inducida por Ambiente es la duración de los ensayos. Los ensayos cuya velocidad de desplazamiento es $6 \cdot 10^{-8}$ m/s presentan una duración aproximada de una semana, mientras que los ensayos cuya velocidad de desplazamiento es $6 \cdot 10^{-9}$ m/s muestran tiempos de ensayo que oscilan entre los 20-30 días. Esta duración conlleva un mantenimiento y unos costes elevados. Por esta razón se plantea la realización de ensayos con probetas miniatura (por ejemplo ensayos *Small Punch*, por su uso extendido) que simplifican el ensayo ahorrando tiempos y costes.
- Emplear distintas geometrías de probetas, así como de entallas. Esta Tesis Doctoral ha empleado probetas C(T) que presentan entallas en forma de U. Un estudio ampliado que emplee diferentes tipologías de probetas y de entallas (por ejemplo probetas de flexión en tres puntos o entallas en V) permitirá una mayor aplicabilidad y reproducibilidad de los resultados.
- Analizar el significado físico que presenta la distancia crítica (L_{EAC}) y la tensión inherente (σ_{0EAC}) en Fisuración Inducida, y las posibles relaciones entre estos parámetros y las propiedades mecánicas de los materiales, como por ejemplo el límite elástico (σ_y) o la tensión de rotura (σ_u).
- Estudiar la Fisuración Asistida por Ambiente desde un enfoque energético a través del uso del *SED* (*Strain Energy Density*) ya que predice el comportamiento a fractura y a fatiga de manera precisa en una gran variedad de materiales con o sin entalla.

- Ahondar en el concepto de “material equivalente” aplicado a la Fisuración Inducida por Ambiente, por sus potenciales aplicaciones para predecir el fallo frágil y el fallo en presencia de deformaciones plásticas considerables.
- Ampliar el estudio y la aplicación de la TDC a otros fenómenos relacionados con la Fisuración Inducida por Ambiente, como por ejemplo la fatiga en ambiente agresivo.
- Por último, como labor indispensable tras una investigación, difundir los resultados obtenidos a la comunidad científica para su evaluación, reproducibilidad y análisis, de manera que suponga un avance en el campo de la Fisuración Inducida por Ambiente.

CAPÍTULO 7

REFERENCIAS

- [1] W.H. Johnson, On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids, *Nature*. 11 (1875) 393. doi:10.1038/011393a0.
- [2] V.S. Raja, Preface, in: *Stress Corros. Crack.*, Woodhead Publishing, Sawston, UK, 2011: pp. xxiii–xxiv. doi:10.1016/B978-1-84569-673-3.50025-0.
- [3] Q. Liu, A. Atrens, A critical review of the influence of hydrogen on the mechanical properties of medium-strength steels, *Corros. Rev.* 31 (2013) 85–103. doi:10.1515/corrrev-2013-0023.
- [4] M. Iannuzzi, Environmentally assisted cracking (EAC) in oil and gas production, in: V.S. Raja, T. Shoji (Eds.), *Stress Corros. Crack.*, Woodhead Publishing, 2011: pp. 570–607.

doi:<https://doi.org/10.1533/9780857093769.4.570>.

- [5] J.A. Álvarez Laso, Fisuración inducida por hidrógeno de aceros soldables microaleados: caracterización y modelo de comportamiento., Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria, 1998. <http://hdl.handle.net/10803/22675>.
- [6] D.A. Jones, Principles and prevention of corrosion, Prentice-Hall, Inc. Simon & Schuster, New Jersey, 1996.
- [7] G.P. Tiwari, A. Bose, J.K. Chakravartty, S.L. Wadekar, M.K. Totlani, R.N. Arya, R.K. Fotedar, A study of internal hydrogen embrittlement of steels, Mater. Sci. Eng. A. 286 (2000) 269–281. doi:10.1016/S0921-5093(00)00793-0.
- [8] W. Zheng, M. Elboudjaini, R.W. Revie, Stress corrosion cracking in pipelines, in: V.S. Raja, T. Shoji (Eds.), Stress Corros. Crack., Woodhead Publishing, 2011: pp. 749–771. doi:<https://doi.org/10.1533/9780857093769.4.749>.
- [9] A.A. Griffith, The phenomena of rupture and flow in solids, Philos. Trans. R. Soc. London.Series A. 221 (1920) 163–198.
- [10] G.R. Irwin, Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, J. Appl. Mech. 24 (1958).
- [11] M.L. Williams, On the stress distribution at the base of a stationary crack, J. Appl. Mech. 24 (1957) 109–114.
- [12] J.D. Eshelby, The Continuum Theory of Lattice Defects, Solid State Phys. 3 (1956) 79–144. doi:10.1016/S0081-1947(08)60132-0.
- [13] P.C. Paris, R.E. Gomez, W.E. Anderson, A rational analytic theory of fatigue, Trend Eng. 13 (1961) 9.
- [14] P.C. Paris, The Fracture Mechanics Approach to Fatigue, in: Tenth Sagamore Army Mater. Res. Conf., Syracuse University Press, 1964.

- [15] F.M. Burdekin, D.E.W. Stone, The crack opening displacement approach to fracture mechanics in yielding materials, *J. Strain Anal. Eng. Des.* 1 (1966) 145–153. doi:10.1243/03093247V012145.
- [16] D.S. Dugdale, Yielding of steel sheets containing slits, *J. Mech. Phys. Solids.* 8 (1960) 100–104. doi:10.1016/0022-5096(60)90013-2.
- [17] F.A. McClintock, Plasticity aspects of fracture, in: *Eng. Fundam. Environ. Eff.*, Academia Press, New York, 1971: pp. 47–225.
- [18] S. Cicero Gonzalez, Evaluación de la integridad estructural de componentes sometidos a condiciones de bajo confinamiento, Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria, 2007. <https://www.tdx.cat/handle/10803/10602>.
- [19] F.T. Ibáñez Gutiérrez, Análisis del proceso de fractura en poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta en condiciones entalladas: aspectos microestructurales y determinación de cargas de rotura mediante métodos tensionales y energéticos, Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria, 2018. <http://hdl.handle.net/10902/13309>.
- [20] H. Neuber, Theorie der technischen Formzahl, *Forsch. Auf Dem Gebiete Des Ingenieurwesens.* 7 (1936) 271–274. doi:10.1007/BF02584908.
- [21] R.E. Peterson, Methods of correlating data from fatigue tests of stress concentration specimens, *Stephen Timoshenko Anniv. Vol.* (1938) 179.
- [22] D. Taylor, *The Theory of Critical Distances: A new perspective in fracture mechanics*, Elsevier, Oxford, UK, 2007. doi:10.1016/B978-0-08-044478-9.X5000-5.
- [23] J. Castro, S. Cicero, C. Sagaseta, A Criterion for Brittle Failure of Rocks Using the Theory of Critical Distances, *Rock Mech. Rock Eng.* 49 (2016) 63–77. doi:10.1007/s00603-015-0728-8.
- [24] S. Cicero, V. Madrazo, I.A. Carrascal, Analysis of notch effect in PMMA using the Theory of Critical Distances, *Eng. Fract. Mech.* 86 (2012) 56–72. doi:10.1016/j.engfracmech.2012.02.015.

- [25] V. Madrazo, S. Cicero, I.A. Carrascal, On the Point Method and the Line Method notch effect predictions in Al7075-T651, *Eng. Fract. Mech.* 79 (2012) 363–379. doi:10.1016/j.engfracmech.2011.11.017.
- [26] J.D. Fuentes, S. Cicero, F. Berto, A.R. Torabi, V. Madrazo, P. Azizi, Estimation of fracture loads in AL7075-T651 notched specimens using the equivalent material concept combined with the strain energy density criterion and with the theory of critical distances, *Metals (Basel)*. 8 (2018). doi:10.3390/met8020087.
- [27] J.D. Fuentes, S. Cicero, I. Procopio, Some default values to estimate the critical distance and their effect on structural integrity assessments, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 90 (2017) 204–212. doi:10.1016/j.tafmec.2017.04.015.
- [28] S. Cicero, J.D. Fuentes, I. Procopio, V. Madrazo, P. González, Critical distance default values for structural steels and a simple formulation to estimate the apparent fracture toughness in u-notched conditions, *Metals (Basel)*. 8 (2018). doi:10.3390/met8110871.
- [29] S. Cicero, V. Madrazo, T. García, On the assessment of U-shaped notches using Failure Assessment Diagrams and the Line Method: Experimental overview and validation, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 80, Part B (2015) 235–241. doi://doi.org/10.1016/j.tafmec.2015.07.002.
- [30] S. Cicero, V. Madrazo, I.A. Carrascal, R. Cicero, Assessment of notched structural components using Failure Assessment Diagrams and the Theory of Critical Distances, *Eng. Fract. Mech.* 78 (2011) 2809–2825. doi:10.1016/j.engfracmech.2011.08.009.
- [31] F.T. Ibáñez-Gutiérrez, S. Cicero, Fracture assessment of notched short glass fibre reinforced polyamide 6: An approach from failure assessment diagrams and the theory of critical distances, *Compos. Part B Eng.* 111 (2017) 124–133. doi:10.1016/j.compositesb.2016.11.053.
- [32] V. Madrazo, S. Cicero, T. García, Assessment of notched structural steel components using failure assessment diagrams and the theory of critical

- distances, Eng. Fail. Anal. 36 (2014) 104–120. doi:10.1016/j.engfailanal.2013.09.012.
- [33] T.L. Anderson, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, 3er Edition, CRC press, Boca Raton, 2005.
- [34] C.E. Inglis, Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners, *Trans. Inst. Nav. Archit.* 55 (1913) 219–241.
- [35] G.R. Irwin, Fracture dynamics, in: *Fract. Met.*, American Society for Metals, Cleveland, OH, 1948: pp. 147–166.
- [36] E. Orowan, Fracture and strength of solids, *Reports Prog. Phys.* 12 (1948) 185–232. doi:10.1088/0034-4885/12/1/309.
- [37] N.F. Mott, Fracture of metals: theoretical considerations, *Engineering*. 165 (1948) 16–18.
- [38] G.R. Irwin, Onset of fast crack propagation in high strength steel and aluminum alloys, in: *Sagamore Res. Conf. Proc.*, 1956: pp. 289–305.
- [39] H.M. Westergaard, Bearing pressures and cracks, *J. Appl. Mech.* 6 (1939) 49–53.
- [40] A.A. Wells, The conditions of fast fracture in aluminium alloys with particular reference to Comet Failures, *Br. Weld. Res. Assoc.* (1955).
- [41] D.H. Winne, B.M. Wundt, Application of the Griffith-Irwin theory of crack propagation to the bursting behavior of disks, including analytical and experimental studies, *Trans. Am. Soc. Mech. Eng.* 80 (1958) 1643–1655.
- [42] G.R. Irwin, Plastic zone near a crack and fracture toughness, in: *Sagamore Res. Conf. Proc.*, Syracuse, NY, 1961: pp. 63–78.
- [43] G.I. Barenblatt, The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture, *Adv. Appl. Mech.* 7 (1962) 55–129.
- [44] A.A. Wells, Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast

- fracture, in: Proc. Crack Propag. Symp., Cranfield, UK, 1961: p. 84.
- [45] J.R. Rice, A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, *J. Appl. Mech.* 35 (1968) 379–386.
- [46] J.W. Hutchinson, Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material, *J. Mech. Phys. Solids.* 16 (1968) 13–31. doi:10.1016/0022-5096(68)90014-8.
- [47] J.R. Rice, G.F. Rosengren, Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material, *J. Mech. Phys. Solids.* 16 (1968) 1–12. doi:10.1016/0022-5096(68)90013-6.
- [48] J.A. Begley, J.D. Landes, J Integral as a fracture criterion, in: ASTM Spec. Tech. Publ., 1972: pp. 1–23. <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-0015490231&partnerID=40&md5=426e2cbdd22104f5b42716e97026925e>.
- [49] ASTM E813. Test Method for JIC, A Measure of Fracture Toughness, ASTM International, West Conshohocken, PA, 1989.
- [50] N.L. Goldman, J.W. Hutchinson, Fully plastic crack problems: The center-cracked strip under plane strain, *Int. J. Solids Struct.* 11 (1975) 575–591. doi:10.1016/0020-7683(75)90031-1.
- [51] V. Kumar, M.D. German, C.F. Shih, Engineering approach for elastic-plastic fracture analysis, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, 1981.
- [52] A.A. Wells, Application of fracture mechanics at and beyond general yielding, *Br. Weld. J.* 10 (1963) 563–570.
- [53] F.M. Burdekin, M.G. Dawes, Practical use of linear elastic and yielding fracture mechanics with particular reference to pressure vessels, in: Proc. - Inst. Mech. Eng., London, 1971: pp. 28–37.

doi:10.1243/PIME_PROC_1981_195_009_02.

- [54] C.F. Shih, Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks, *J. Mech. Phys. Solids*. 29 (1981) 305–326. doi:10.1016/0022-5096(81)90003-X.
- [55] F. Gutiérrez-Solana, J. González, J. Setién, J.M. Varona, *Guía de Estudio de Ciencia de los Materiales (II): Comportamiento Mecánico de los Materiales*, Servicio de Publicaciones de la ETS de Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos de la Universidad de Cantabria, Santander, 1995.
- [56] I.N. Sneddon, The distribution of stress in the neighbourhood of a crack in an elastic solid, *Proc. R. Soc. London. Ser. A. Math. Phys. Sci.* 187 (1946) 229–260. doi:10.1098/rspa.1946.0077.
- [57] H. Tada, P.C. Paris, G.R. Irwin, *The stress analysis of cracks*, Paris Productions, St. Louis, 1985.
- [58] Y. Murakami, *Handbook of stress intensity factors*, Pergamon Press, New York, 1987.
- [59] D.P. Rooke, D.J. Cartwright, *Compendium of stress intensity factors*, Her Majesty's Stationary Office, London, 1976.
- [60] W. Brown, J.S. High, Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials, in: *ASTM SPT 410*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, USA, 1966. http://www.astm.org/DIGITAL_LIBRARY/STP/PAGES/STP44663S.htm.
- [61] ASTM E399, *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017. doi:10.1520/E0399-17.
- [62] ASTM E1820, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018. doi:10.1520/E1820-18.
- [63] BS 7448, *Fracture mechanics toughness tests, Part 1, Method for*

- determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials, British Standards Institution, London, 1991.
<https://shop.bsigroup.com/ProductDetail/?pid=000000000030067191>
(accessed June 12, 2019).
- [64] E. Smith, A comparison of Mode I and Mode III results for the elastic stress distribution in the immediate vicinity of a blunt notch, *Int. J. Eng. Sci.* 42 (2004) 473–481. doi:10.1016/J.IJENGSCI.2003.08.007.
- [65] G. Pluvinage, Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor, *Nucl. Eng. Des.* 185 (1998) 173–184. doi:10.1016/S0029-5493(98)00183-6.
- [66] S. Cicero, V. Madrazo, T. García, Analysis of notch effect in the apparent fracture toughness and the fracture micromechanisms of ferritic-pearlitic steels operating within their lower shelf, *Eng. Fail. Anal.* 36 (2014) 322–342. doi:10.1016/j.engfailanal.2013.10.021.
- [67] M.L. Williams, Stress singularities resulting from various boundary conditions in angular corners of plates in tension, *J. Appl. Mech.* 19 (1952) 526–528.
- [68] S. Timoshenko, J.N. Goodier, *Theory of elasticity*, McGraw-Hill, New York, 1951.
- [69] N. Neuber, V. Weiss, Application of Weibull's Statistical Theory of Fracture to Sheet Specimen, *ASME Pap.* 62-WA-270. (1962).
- [70] M. Creager, P. Paris, Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking, *Int. J. Fract. Mech.* 3 (1967) 247–252. doi:10.1007/BF00182890.
- [71] C.C. Chen, H.I. Pan, C. Chen, *Collection of papers on fracture of metals*, Metall. Ind. Press. Beejing. (1978) 121–197.
- [72] S. Usami, M. Tanaka, M. Jono, K. Komai, Current research on fatigue cracks, *Kyoto Soc. Mater. Sci.* 119 (1985) 199.

- [73] G. Glinka, A. Newport, Universal features of elastic notch-tip stress fields, *Int. J. Fatigue*. 9 (1987) 143–150.
- [74] D. Kujawski, Estimations of stress intensity factors for small cracks at notches, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 14 (1991) 953–965.
- [75] S. Bhattacharya, A.N. Kumar, Rotational factor using bending moment approach under elasto-plastic situation—I. Notch 3PB geometry, *Eng. Fract. Mech.* 50 (1995) 493–505.
- [76] L.S. Nui, C. Chehimi, G. Pluvinage, Stress field near a large blunted tip V-notch and application of the concept of the critical notch stress intensity factor (NSIF) to the fracture toughness of very brittle materials, *Eng. Fract. Mech.* 49 (1994) 325–335. doi:10.1016/0013-7944(94)90262-3.
- [77] F. Berto, P. Lazzarin, Recent developments in brittle and quasi-brittle failure assessment of engineering materials by means of local approaches, *Mater. Sci. Eng. R Reports*. 75 (2014) 1–48. doi:10.1016/J.MSER.2013.11.001.
- [78] A. Carpinteri, Stress-singularity and generalized fracture toughness at the vertex of re-entrant corners, *Eng. Fract. Mech.* 26 (1987) 143–155. doi:10.1016/0013-7944(87)90086-5.
- [79] T. Fett, Failure of brittle materials near stress singularities, *Eng. Fract. Mech.* 53 (1996) 511–518. doi:10.1016/0013-7944(95)00162-X.
- [80] M.L. Dunn, W. Suwito, S. Cunningham, Fracture initiation at sharp notches: Correlation using critical stress intensities, *Int. J. Solids Struct.* 34 (1997) 3873–3883. doi:10.1016/S0020-7683(96)00236-3.
- [81] P. Lazzarin, R. Andreazza, Stress distribution in L-shaped butt joint: Welded or bonded, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 12 (1989) 189–193. doi:10.1016/0167-8442(89)90035-9.
- [82] P. Livieri, A new path independent integral applied to notched components under mode I loadings, *Int. J. Fract.* 123 (2003) 107–125.

- doi:10.1023/B:FRAC.0000007371.25227.aa.
- [83] F.J. Gómez, M. Elices, A fracture criterion for sharp V-notched samples, *Int. J. Fract.* 123 (2003) 163–175. doi:10.1023/B:FRAC.0000007374.80996.a2.
- [84] G.C. Sih, Strain-energy-density factor applied to mixed mode crack problems, *Int. J. Fract.* 10 (1974) 305–321. doi:10.1007/BF00035493.
- [85] G. Pluinage, Z. Azari, N. Kadi, I. Dlouhý, V. Kozák, Effect of ferritic microstructure on local damage zone distance associated with fracture near notch, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 31 (1999) 149–156. doi://doi.org/10.1016/S0167-8442(99)00009-9.
- [86] J.H. Kim, D.H. Kim, S. Il Moon, Evaluation of static and dynamic fracture toughness using apparent fracture toughness of notched specimen, *Mater. Sci. Eng. A.* 387 (2004) 381–384.
- [87] Y. Bao, Z. Jin, Size effects and a mean-strength criterion for ceramics, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 16 (1993) 829–835.
- [88] W. Fenghui, Prediction of intrinsic fracture toughness for brittle materials from the apparent toughness of notched-crack specimen, *J. Mater. Sci.* 35 (2000) 2543–2546. doi:10.1023/A:1004746508509.
- [89] I. Elayachi, G. Pluinage, M.O. Bensalah, M. Lebiennu, I. Dlouhy, To joint effect of temperature and notch root radius on fracture toughness, *Eng. Mech.* 12 (2005) 11–22.
- [90] H. Neuber, *Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*, Springer Verlag, Berlin, 1958.
- [91] R.E. Peterson, Notch sensitivity, *Met. Fatigue.* (1959) 293–306.
- [92] F.A. McClintock, G.R. Irwin, Plasticity aspects of fracture mechanics, in: *Fract. Toughness Test. Its Appl.*, ASTM International, Philadelphia, USA, 1965: pp. 84–113.

- [93] V. V Novozhilov, On a necessary and sufficient criterion for brittle strength, J. Appl. Math. Mech. 33 (1969) 201–210.
- [94] F.A. McClintock, Ductile fracture instability in shear, J. Appl. Mech. 25 (1958) 253–265.
- [95] J.M. Whitney, R.J. Nuismer, Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations, J. Compos. Mater. 8 (1974) 253–265.
- [96] K. Tanaka, Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches, Int. J. Fract. 22 (1983) 39–46. doi:10.1007/BF00942722.
- [97] P. Lazzarin, R. Tovo, G. Meneghetti, Fatigue crack initiation and propagation phases near notches in metals with low notch sensitivity, Int. J. Fatigue. 19 (1997) 647–657.
- [98] D. Taylor, Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model, Int. J. Fatigue. 21 (1999) 413–420.
- [99] D. Taylor, G. Wang, The validation of some methods of notch fatigue analysis, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 23 (2000) 387–394.
- [100] A.J. Kinloch, J.G. Williams, Crack blunting mechanisms in polymers, J. Mater. Sci. 15 (1980) 987–996.
- [101] L. Susmel, D. Taylor, An Elasto-Plastic Reformulation of the Theory of Critical Distances to Estimate Lifetime of Notched Components Failing in the Low/Medium-Cycle Fatigue Regime, J. Eng. Mater. Technol. 132 (2010) 021002. doi:10.1115/1.4000667.
- [102] P. González, S. Cicero, B. Arroyo, J.A. Álvarez, A Theory of Critical Distances based methodology for the analysis of environmentally assisted cracking in steels, Eng. Fract. Mech. 214 (2019) 134–148. doi:10.1016/j.engfracmech.2019.04.004.
- [103] L. Susmel, The theory of critical distances: a review of its applications in

- fatigue, Eng. Fract. Mech. 75 (2008) 1706–1724. doi:10.1016/J.ENGFRACMECH.2006.12.004.
- [104] N.M. Pugno, R.S. Ruoff, Quantized fracture mechanics, *Philos. Mag.* 84 (2004) 2829–2845. doi:10.1080/14786430412331280382.
- [105] J.P. Dempsey, R.M. Adamson, S. V Mulmule, Scale effects on the in-situ tensile strength and fracture of ice. Part II: First-year sea ice at Resolute, N.W.T., *Int. J. Fract.* 95 (1999) 347–366. <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-0032757872&partnerID=40&md5=a09dfdb0634517abe3ca9a74cad4a672>.
- [106] D. Taylor, Predicting the fracture strength of ceramic materials using the Theory of Critical Distances, *Eng. Fract. Mech.* 71 (2004) 2407–2416.
- [107] G. Hedner, Brittle fracture initiation from a blunting crack, *Eng. Fract. Mech.* 28 (1987) 115–125.
- [108] D. Taylor, Applications of the theory of critical distances in failure analysis, *Eng. Fail. Anal.* 18 (2011) 543–549.
- [109] D. Taylor, S. Kasiri, A comparison of critical distance methods for fracture prediction, *Int. J. Mech. Sci.* 50 (2008) 1075–1081. doi:10.1016/j.ijmecsci.2008.02.005.
- [110] M.H. El Haddad, K.N. Smith, T.H. Topper, Fatigue crack propagation of short cracks, *J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME.* 101 (1979) 42–46. doi:10.1115/1.3443647.
- [111] P. Lukáš, M. Klesnil, Fatigue limit of notched bodies, *Mater. Sci. Eng.* 34 (1978) 61–66. doi:10.1016/0025-5416(78)90009-5.
- [112] M.E. Waddoups, J.R. Eisenmann, B.E. Kaminski, Macroscopic Fracture Mechanics of Advanced Composite Materials, *J. Compos. Mater.* 5 (1971) 446–454. doi:10.1177/002199837100500402.
- [113] R.A. Smith, K.J. Miller, Fatigue cracks at notches, *Int. J. Mech. Sci.* 19

- (1977) 11–22. doi:10.1016/0020-7403(77)90011-X.
- [114] D. Taylor, P. Cornetti, N. Pugno, The fracture mechanics of finite crack extension, *Eng. Fract. Mech.* 72 (2005) 1021–1038. doi:10.1016/j.engfracmech.2004.07.001.
- [115] A. Seweryn, A. Łukaszewicz, Verification of brittle fracture criteria for elements with V-shaped notches, *Eng. Fract. Mech.* 69 (2002) 1487–1510. doi:10.1016/S0013-7944(01)00138-2.
- [116] W. Lisagor, T. Crooker, B. Leis, *Environmentally Assisted Cracking: Science and Engineering*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 1990. doi:10.1520/STP1049-EB.
- [117] S. Shipilov, R. Jones, J.-M. Olive, R. Rebak, *Environment-Induced Cracking of Materials*, Elsevier, Amsterdam, 2008. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780080446356500017>.
- [118] ASTM E1681, *Standard Test Method for Determining Threshold Stress Intensity Factor for Environment-Assisted Cracking of Metallic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013. doi:10.1520/E1681-03R13.
- [119] O. Barrera, D. Bombac, Y. Chen, T.D. Daff, E. Galindo-Nava, P. Gong, D. Haley, R. Horton, I. Katzarov, J.R. Kermode, C. Liverani, M. Stopher, F. Sweeney, Understanding and mitigating hydrogen embrittlement of steels: a review of experimental, modelling and design progress from atomistic to continuum, *J. Mater. Sci.* 53 (2018) 6251–6290. doi:10.1007/s10853-017-1978-5.
- [120] S.P. Lynch, Hydrogen embrittlement (HE) phenomena and mechanisms, in: V.S. Raja, T. Shoji (Eds.), *Stress Corros. Crack.*, Woodhead Publishing, 2011: pp. 90–130. doi:https://doi.org/10.1533/9780857093769.1.90.
- [121] R.H. Jones, *Stress-corrosion cracking, materials performance and evaluation*, ASM International, 2017. [https://www.asminternational.org/search/-](https://www.asminternational.org/search/)

- /journal_content/56/10192/26817186/PUBLICATION.
- [122] R. Ricker, D. Duquette, The role of environment on time dependent crack growth, Rensselaer Polytechnic Institute, New York, USA, 1981.
- [123] Q. Liu, Q. Zhou, J. Venezuela, M. Zhang, A. Atrens, Hydrogen influence on some advanced high-strength steels, *Corros. Sci.* 125 (2017) 114–138. doi:10.1016/j.corsci.2017.06.012.
- [124] S.K. Dwivedi, M. Vishwakarma, Hydrogen embrittlement in different materials: A review, *Int. J. Hydrogen Energy*. 43 (2018) 21603–21616. doi:10.1016/j.ijhydene.2018.09.201.
- [125] M.B. Djukic, G.M. Bakic, V. Sijacki Zeravcic, A. Sedmak, B. Rajcic, The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: Localized plasticity and decohesion, *Eng. Fract. Mech.* (2019). doi:10.1016/j.engfracmech.2019.106528.
- [126] J. Venezuela, Q. Liu, M. Zhang, Q. Zhou, A. Atrens, A review of hydrogen embrittlement of martensitic advanced high-strength steels, *Corros. Rev.* 34 (2016) 153–186. doi:10.1515/corrrev-2016-0006.
- [127] R.P. Gangloff, Hydrogen assisted cracking of high strenght alloys, Aluminum co of America Alcoa Center PA Alcoa Technical Center, Charlotesville, 2003.
- [128] J.P. Hirth, Effects of hydrogen on the properties of iron and steel, *Metall. Trans. A*. 11 (1980) 861–890. doi:10.1007/BF02654700.
- [129] L.B. Pfeil, The effect of occluded hydrogen on the tensile strength of iron, *Proc. Roy. Soc.* 112 (1926) 182–195.
- [130] A.R. Troiano, The Role of Hydrogen and Other Interstitials in the Mechanical Behavior of Metals: (1959 Edward De Mille Campbell Memorial Lecture), *Metallogr. Microstruct. Anal.* 5 (2016) 557–569. doi:10.1007/s13632-016-0319-4.
- [131] C.D. Beachem, A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen

- “embrittlement”), Metall. Trans. 3 (1972) 441–455. doi:10.1007/BF02642048.
- [132] S.P. Lynch, Mechanisms of Hydrogen-Assisted Cracking, Met. Forum. 2 (1979) 189–200. <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-0018720616&partnerID=40&md5=f227bd4dd3f7586d1c51b48a8eb97334>.
- [133] R. Kirchheim, A. Pundt, Hydrogen in Metals, Phys. Metall. (2014) 2597–2705. doi:10.1016/B978-0-444-53770-6.00025-3.
- [134] M. Elboujdaini, Hydrogen-Induced Cracking and Sulfide Stress Cracking, 2011. doi:10.1002/9780470872864.ch15.
- [135] H.-J. Christ, M. Decker, S. Zeitler, Hydrogen diffusion coefficients in the titanium alloys IMI 834, Ti 10-2-3, Ti 21 S, and alloy C, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 31 (2000) 1507–1517. doi:10.1007/s11661-000-0161-8.
- [136] J.L. Arana, J.J. González, Mecánica de la fractura, Servicio Editorial de la EHU-UPV, Bilbao, 2002.
- [137] V.S. Raja, T. Shoji, Stress corrosion cracking: Theory and practice, 2011. doi:10.1533/9780857093769.
- [138] ASTM G49, Standard Practice for Preparation and Use of Direct Tension Stress–Corrosion Test Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011. doi:10.1520/G0049-85R11.
- [139] ISO 7539, Corrosion of metals and alloys. Stress corrosion testing. Parts 1 to 11, 2015.
- [140] A.J. Sedriks, Stress corrosion cracking test methods, National Association of Corrosion Engineers, 1990.
- [141] ASTM G39, Standard Practice for Preparation and Use of Bent-Beam Stress-Corrosion Test Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016. doi:10.1520/G0039-99R16.

- [142] ASTM G30, Standard Practice for Making and Using U-Bend Stress-Corrosion Test Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016. doi:10.1520/G0030-97R16.
- [143] ASTM G38, Standard Practice for Making and Using C-Ring Stress-Corrosion Test Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013. doi:10.1520/G0038-01R13.
- [144] L. Marchetti, E. Herms, P. Laghoutaris, J. Chêne, Hydrogen embrittlement susceptibility of tempered 9%Cr-1%Mo steel, *Int. J. Hydrogen Energy*. 36 (2011) 15880–15887. doi:10.1016/j.ijhydene.2011.08.096.
- [145] T.S. Sudarshan, M.R. Louthan Jr., R.P. McNitt, Hydrogen induced suppression of yield point in A-106 steel, *Scr. Metall.* 12 (1978) 799–803. doi:10.1016/0036-9748(78)90039-X.
- [146] N.E. Nanninga, Y.S. Levy, E.S. Drexler, R.T. Condon, A.E. Stevenson, A.J. Slifka, Comparison of hydrogen embrittlement in three pipeline steels in high pressure gaseous hydrogen environments, *Corros. Sci.* 59 (2012) 1–9. doi:10.1016/j.corsci.2012.01.028.
- [147] Q. Liu, B. Irwanto, A. Atrens, The influence of hydrogen on 3.5NiCrMoV steel studied using the linearly increasing stress test, *Corros. Sci.* 67 (2013) 193–203. doi:10.1016/j.corsci.2012.10.019.
- [148] S. Ramamurthy, A. Atrens, The influence of applied stress rate on the stress corrosion cracking of 4340 and 3.5NiCrMoV steels in distilled water at 30 °C, *Corros. Sci.* 52 (2010) 1042–1051. doi:10.1016/j.corsci.2009.11.033.
- [149] E. Villalba, A. Atrens, SCC of commercial steels exposed to high hydrogen fugacity, *Eng. Fail. Anal.* 15 (2008) 617–641. doi:10.1016/j.engfailanal.2007.10.004.
- [150] N.D. Alexopoulos, W. Dietzel, Effect of corrosion-induced hydrogen embrittlement and its degradation impact on tensile properties and fracture toughness of (Al-Cu-Mg) 2024 alloy, in: *Procedia Struct. Integr.*, 2016: pp.

- 573–580. doi:10.1016/j.prostr.2016.06.074.
- [151] L.B. Peral, A. Zafra, J. Belzunce, C. Rodríguez, Effects of hydrogen on the fracture toughness of CrMo and CrMoV steels quenched and tempered at different temperatures, *Int. J. Hydrogen Energy*. 44 (2019) 3953–3965. doi:10.1016/j.ijhydene.2018.12.084.
- [152] H. Barthélémy, Effects of pressure and purity on the hydrogen embrittlement of steels, *Int. J. Hydrogen Energy*. 36 (2011) 2750–2758. doi:10.1016/j.ijhydene.2010.05.029.
- [153] J. Ówiek, Hydrogen assisted cracking of high-strength weldable steels in sea-water, *J. Mater. Process. Technol.* 164–165 (2005) 1007–1013. doi:10.1016/J.JMATPROTEC.2005.02.083.
- [154] S. Fukuyama, K. Yokogawa, K. Kudo, M. Araki, Fatigue properties of type 304 stainless steel in high pressure hydrogen at room temperature, *Trans. Japan Inst. Met.* 26 (1985) 325–331. doi:10.2320/matertrans1960.26.325.
- [155] Y. Tsuchida, T. Watanabe, T. Kato, T. Seto, Effect of hydrogen absorption on strain-induced low-cycle fatigue of low carbon steel, in: *Procedia Eng.*, 2010: pp. 555–561. doi:10.1016/j.proeng.2010.03.060.
- [156] T.T. Shih, J.K. Donald, Threshold and low-rate fatigue crack growth of a NiMoV rotor steel, *J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME*. 103 (1981) 104–111. doi:10.1115/1.3224980.
- [157] A.I. Balitskii, Y.A. Boichenko, A. V Sosnin, N.A. Shokov, Cyclic crack resistance of rotor steel as a function of loading conditions, *Met. Sci. Heat Treat.* 29 (1987) 266–269. doi:10.1007/BF00769425.
- [158] Specification API 5LD: Specification for CRA Clad or Lined Steel Pipe., Am. Pet. Institute, March. (2009).
- [159] BS EN 10225: Weldable Structural Steels for Fixed Offshore Structures Technical Delivery Conditions, 2009.
- [160] C. Gallo, Desarrollo de nuevos métodos experimentales para la

- caracterización de las propiedades de parada de fisura en aceros estructurales, Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria, 2009.
- [161] M. Bruneau, C.-M. Uang, A. Whittaker, Ductile design of steel structures, McGraw-Hill, 1998.
- [162] BS EN 10002-1, Tensile testing of Metallic Materials. Method of Test at Ambient Temperature, British Standards Institution, 2001.
- [163] W. Ramberg, W.R. Osgood, Description of stress-strain curves by three parameters, Tech. Note No. 902, Natl. Advis. Comm. Aeronaut. (1943).
- [164] L. Gu, J. Wang, C.B. Luan, X.Y. Li, Influence of H₂S Corrosion on Tensile Properties and Fracture Toughness of X80 Pipeline Steel, *Strength Mater.* 51 (2019) 145–155. doi:10.1007/s11223-019-00060-1.
- [165] ASTM F1624, Standard Test Method for Measurement of Hydrogen Embrittlement Threshold in Steel by the Incremental Step Loading Technique, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012. doi:10.1520/F1624-12.
- [166] Abaqus/CAE 6.13 Academic Research Suite. Analysis User's Manual. Dassault Systèmes Simulia Corporation. Providence, Rhode Island, USA., (2016).
- [167] R. Gauguin, Importance of Polarization Curves in Perfecting Electrochemical Determinations, *Anal. Chem.* 25 (1953) 1574. doi:10.1021/ac60082a606.
- [168] J.H. JIANG, A.B. MA, W.F. WENG, G.H. FU, Y.F. ZHANG, G.G. LIU, F.M. LU, Corrosion fatigue performance of pre-split steel wires for high strength bridge cables, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 32 (2009) 769–779. doi:10.1111/j.1460-2695.2009.01384.x.
- [169] B. Arroyo, Caracterización mecánica de aceros de alta y media resistencia en condiciones de fragilización por hidrógeno mediante ensayos small punch, Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria, 2017.

<http://hdl.handle.net/10902/11521>.

- [170] B. Arroyo, J.A. Álvarez, R. Lacalle, C. Uribe, T.E. García, C. Rodríguez, Analysis of key factors of hydrogen environmental assisted cracking evaluation by small punch test on medium and high strength steels, *Mater. Sci. Eng. A*. 691 (2017) 180–194. doi:10.1016/j.msea.2017.03.006.
- [171] G.M. Pressouyre, Trap theory of Hydrogen embrittlement, *Acta Metall.* 28 (1980) 895–911. doi:10.1016/0001-6160(80)90106-6.
- [172] ASTM E8, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, 2004. doi:10.1520/E0008.
- [173] D. Pérez Escobar, L. Duprez, A. Atrens, K. Verbeken, Influence of experimental parameters on thermal desorption spectroscopy measurements during evaluation of hydrogen trapping, *J. Nucl. Mater.* 450 (2014) 32–41. doi:10.1016/J.JNUCMAT.2013.07.006.
- [174] A.W. Hassel, S. Merzlikin, A. Mingers, C. Georges, J. Flock, K. Bergers, A. Tomandl, A. Muhr, F. Zwettler, Methodology of hydrogen measurements in coated steels, 2013. doi:10.2777/10253.
- [175] A. Brenna, S. Beretta, M. Ormellese, M. Peddeferri, Effect of intermittent cathodic protection on potential and corrosion rate of carbon steel in soil simulating solution, in: *EUROCORR 2017 - Annu. Congr. Eur. Fed. Corros. 20th Int. Corros. Congr. Process Saf. Congr. 2017*, 2017. <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85055728507&partnerID=40&md5=01dfc63118a53cd78d3ad1f58773bd2e>.
- [176] M. Touzet, M. Puiggali, S. Rousserie, Effect of potential on crack initiation of low carbon steel in dilute bicarbonate ground water, in: *Int. Conf. Hydrog. Eff. Mater. Behav. Corros. Deform. Interact.*, 2003: pp. 639–646. <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-23844483657&partnerID=40&md5=fec7b7bb6b119a32d92a389a1bb16ad7>.

- [177] F.T. Ibáñez-Gutiérrez, S. Cicero, I.A. Carrascal, On the influence of moisture content on the fracture behaviour of notched short glass fibre reinforced polyamide 6, *Compos. Part B Eng.* 159 (2019) 62–71. doi:10.1016/j.compositesb.2018.09.062.
- [178] J. Justo, J. Castro, S. Cicero, M.A. Sánchez-Carro, R. Husillos, Notch effect on the fracture of several rocks: Application of the Theory of Critical Distances, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 90 (2017) 251–258. doi:10.1016/j.tafmec.2017.05.025.
- [179] S.P. Lynch, Mechanistic and fractographic aspects of stress-corrosion cracking (SCC), in: V.S. Raja, T. Shoji (Eds.), *Stress Corros. Crack.*, Woodhead Publishing, 2011: pp. 3–89. doi:https://doi.org/10.1533/9780857093769.1.3.
- [180] J.I. Dickson, S. Li, J.-P. Bailon, D. Tromans, The Fractography of Transgranular SCC in FCC Metals: Mechanistic Implications, *Park. Symp. Fundam. Asp. Stress Corros. Crack.* (1992) 303–322.

